

Из фондов Российской государственной библиотеки

Амаглобели, Бадри Геронтьевич

Гетерогенная структура булатной стали и возможность её  
получения

Москва  
Российская государственная библиотека  
diss.rsl.ru  
2007

Амаглобели, Бадри Геронтьевич

Гетерогенная структура булатной стали и возможность её получения  
[Электронный ресурс] : Дис. ... канд. технические науки : 05.16.01. - М.: РГБ, 2007. -  
(Из фондов Российской государственной библиотеки)

Металловедение и термическая обработка металлов

Текст воспроизводится по экземпляру, находящемуся в фонде РГБ:

Амаглобели, Бадри Геронтьевич

Гетерогенная структура булатной стали и возможность её  
получения

Тбилиси, 1984

СССР  
СССР

СССР

СССР

СССР

СССР

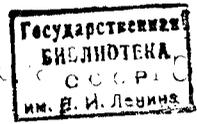
СССР

СССР

СССР

СССР

СССР



915056-85

СССР  
СССР  
СССР

СССР

K110485 - 0824/16

10/11 085 2710/33  
ПРОТОКОЛ  
ЛИСТА  
ВЫДАТЬ АРХИВ  
НАИМЕНОВАНИЕ  
Место хранения

61: 85-5/09-0-7

АКАДЕМИЯ НАУК ГРУЗИНСКОЙ ССР  
Институт металлургии им. 50-летия СССР

На правах рукописи

АМАГЛОБЕЛИ Бадри Геронтьевич

УДК 669.141.23

ГЕТЕРОГЕННАЯ СТРУКТУРА БУЛАТНОЙ СТАЛИ  
И ВОЗМОЖНОСТЬ ЕЕ ПОЛУЧЕНИЯ

Специальность 05.16.01 – Металловедение и  
термическая обработка металлов

Диссертация

На соискание ученой степени кандидата  
технических наук

Научный руководитель, заслуженный  
деятель науки ГССР, доктор технических  
наук, профессор, академик АН ГССР  
ТАВАДЗЕ Ф.Н.

*Б. Амаглобели*

Тбилиси – 1984

	стр.
ВВЕДЕНИЕ . . . . .	4
ЦЕЛЕВАЯ ПОСТАНОВКА И НОВИЗНА РАБОТЫ . . . . .	6
I. ИСТОРИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ И СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА . . . . .	7
I.1. Общие понятия и исторические сведения . . . . .	7
I.2. Булат и современное металловедение . . . . .	19
2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ . . . . .	24
3. КОНСТРУКЦИИ ИЗДЕЛИЙ, СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЧЕС- НИЕ СВОЙСТВА БУЛАТНОЙ СТАЛИ . . . . .	30
3.1. Конструкции и металлографические исследования . . . . .	30
3.2. Фазовые превращения и механические свойства булатной стали . . . . .	52
3.3. Структурные и морфологические особенности булатных изделий . . . . .	63
В ы в о д ы . . . . .	76
4. МЕХАНИЗМ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ БУЛАТНОЙ СТРУКТУРЫ . . . . .	78
4.1. Зависимость скорости охлаждения слитка и температурного режима ковки на формирование булатной структуры . . . . .	78
4.2. Зависимость формирования булатной структуры от количества углерода . . . . .	86
4.3. Зависимость формирования булатной структуры от количества примесей . . . . .	94
В ы в о д ы . . . . .	100
5. ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ БУЛАТНОЙ СТАЛИ . . . . .	102
5.1. Возможность применения булатной стали в народном хозяйстве . . . . .	102

5.2. Ориентировочный расчет экономического эффекта от внедрения узорчатой стали-булата в качестве декоративного изделия . . . . .	I03
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ . . . . .	I05
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ . . . . .	I07
ПРИЛОЖЕНИЯ . . . . .	II6

## В В Е Д Е Н И Е

Прогресс человечества исторически связан с развитием металлургии вообще, а в частности железа и его сплавов. Промышленное освоение железа и стали сыграло большую роль в развитии материальной культуры. Совокупность эмпирических знаний получения железа и его сплавов (углеродистых сталей), применения тигельной выплавки и литья, химико-термической, термической обработки, высокоразвитого процессаковки определила основные моменты разработки технологии получения булатной стали. Рецепты изготовления булата в продолжении веков оставались секретными, передавались из поколения в поколение. Эти секреты, как определял В.И. Ленин, "оставались средством мелкого промышленника сохранить монопольное положение и не допустить конкуренцию" производства [1] .

В последнее время возрос практический и научный интерес к получению сталей, подобных булату, к материалам с высокими пластическими, упругими, режущими и прочностными свойствами. Наряду с многочисленными мастерами-изобретателями над разгадкой тайны изготовления булатной стали работали и работают ученые как в СССР, так и за рубежом [2-6] . Однако, в настоящее время не разработана единая технология изготовления булатной стали, а именно: не установлена зависимость режущих способностей этого материала от его структурного строения [7] , а также взаимосвязь технологического процесса отливки и горячей обработки булата с его механическими свойствами.

При изучении булатной стали актуальны два аспекта этого вопроса: исторический - исследование истории булата, определение его места в истории металлургии - и технологический - восстановление утраченных секретов, которые могут внести определенный вклад в технологию выплавки и обработки современных железо-углеродистых сплавов.

Несмотря на то, что изучению булата посвящены многочисленные работы [2-15, 17-23, 25-38, 56, 60-64, 70, 71], до сих пор не выяснены морфологические особенности структурных составляющих этого материала. Практически не изучено структурное состояние матрицы булатной стали, как до, так и после ее термообработки. Древний материал не изучался в аспекте сравнения его механических свойств с современными сталями такого же химического состава.

С целью изучения и создания технологии изготовления литой булатной стали исследованы древние изделия из булата, хранящиеся в фондах Государственного музея Грузии и музея истории Азербайджана. В связи с этим в настоящей работе были проведены систематические исследования процесса литья,ковки и формирования фазовых составляющих булата. Изучена тонкая структура и химический состав материала. В данной работе защищаются основные положения, определяющие технологию получения булата и дальнейшего его применения в современной черной металлургии:

1. Особенности строения и фазовых изменений при образовании структуры булатной стали.

2. Выделение определяющей роли количества углерода, чистоты матрицы, скорости остывания слитка и кинетики роста аустенитного зерна в формировании булата.

3. Определение влияния размера зерна, температурных режимов деформационного упрочнения и термообработки на структурные изменения булатной стали.

4. Исследование химического состава древнего булата и восстановление технологии его получения.

5. Целесообразность практического применения булатной стали в народном хозяйстве.

## ЦЕЛЕВАЯ ПОСТАНОВКА И НОВИЗНА РАБОТЫ

За последнее время как в нашей стране, так и за рубежом проведено немало работ по изучению структуры и механических свойств булатной стали, однако, пока не существует единой технологии его получения.

Для восстановления технологии выплавки и последующей обработки этого материала требуется знание механизма процесса кристаллизации, морфологических особенностей структурного строения и формирования фазовых составляющих булатной стали. В связи с этим, возникает необходимость исследования химического состава материала, температурного режима остывания литого булата в условиях непрерывного охлаждения, кинетики распада переохлажденного аустенита при термической обработке и физико-механических свойств фазовых составляющих. В связи с этим в данной работе были поставлены и решены следующие вопросы:

1. Изыскание неразрушающих или мало разрушающих методов исследования уникальных музейных экспонатов из булатной стали.
2. Исследование химического состава булата и его определяющей роли в формировании структуры и свойств материала.
3. Изучение чистоты матрицы и степени нагартованности феррита при деформации.
4. Исследование механических свойств, тонкой структуры булата и характер распределения вторичных карбидных фаз.
5. Определение величины первичных зерен аустенита при затвердевании стали в зависимости от ее чистоты и от температурных режимов охлаждения.
6. Разработка технологии получения булата и установление возможности ее применения в народном хозяйстве.

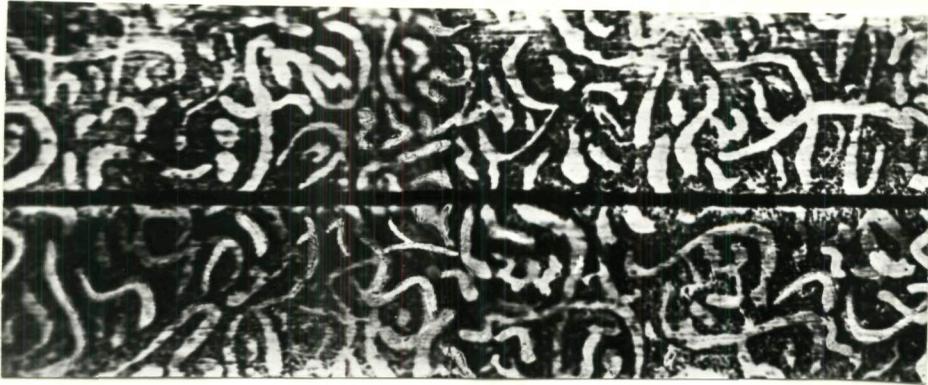
## I. ИСТОРИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ И СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

### I.I. Общие понятия и исторические сведения

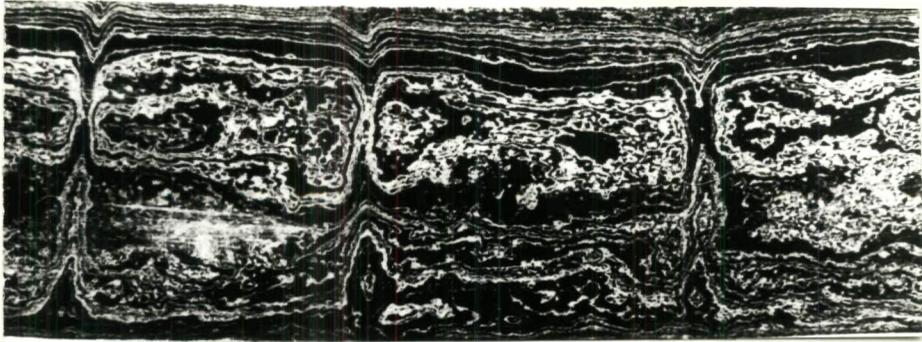
С булатом связано понятие высококачественной стали, для которой послековки, полировки и травления характерна своеобразная макроструктура — узор и высокая режущая способность, являющаяся главной отличительной особенностью булатного оружия. Слово "булат" — персидского происхождения (Pulad). Оно обозначает обыкновенную сталь и только в сочетании с прилагательным (Jauher der — волнистый, струистый) получает название того узорчатого металла, который мы называем булатом [9,10] .

По природе узора известны три вида узорчатой стали (рис. I.I) ложный, сварочный или искусственный и литой-кованый или настоящий [2-4, 9-23] .

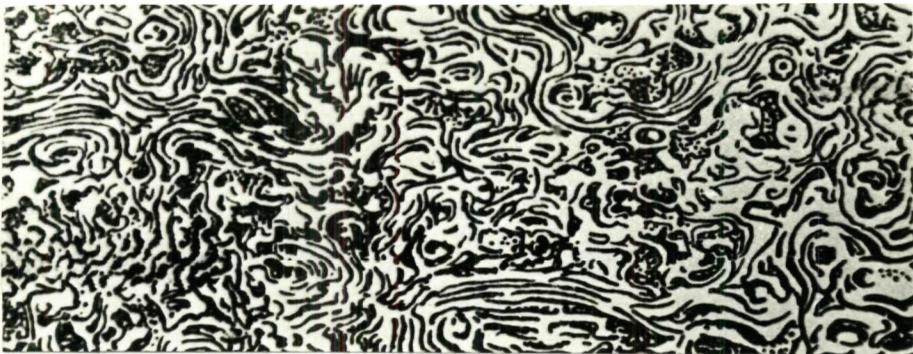
Характерной особенностью булатной стали является внешний вид (узорчатая поверхность), которому придавалось особое значение и который считался обязательным компонентом материала, относящегося к булатным сортам стали. Булатная сталь ценилась очень высоко и поэтому неудивительно, что наряду с ней распространялись многочисленные подделки. К подобным материалам относится ложный булат (рис. I.I а) — для получения которого на поверхности стали гравировкой или травлением наводили булатообразный узор, не отражающий природные свойства материала. В этом случае узор наложен искусственным образом и повторной полировкой и травлением не проявляется [2,4] . Древние мастера, которые обладали многовековым опытом производства и обработки булатной стали, понимали, что у ложного булата не может быть связи между рисунком металла и его структурой и свойствами, и отличали ложный узор от узора настоящего булата [II] .



а



б



в

Рис. I. I. Общий вид булатов

а - ложный, б - искусственный (сварочный)

в - настоящий (литой - кованный)

Второй вид булатной стали – сварочный или искусственный булат (рис. I. I б), производство которого возникло как подражание естественному булату, распространился в западноевропейских странах под названием – "дамасская сталь" или "дамаск". Это обстоятельство было вызвано тем, что булатное оружие в основном вывозилось в Европу через известный торговый центр, Дамаск [9]. Такой сорт стали изготовлялся с помощью кузнечной сварки двух разных по содержанию углерода тонких полос, которые скручивались или сплетались в цельный брусок. С целью переплетения и придания формы изделия, материал подвергался специальной ковке и кузнечной сварке. Для проявления узора послековки изделия полировали и травили. В таком случае искусственный узор материала обусловлен его физической неоднородностью. Характер узора зависит от способа сплетения полос и от условия процессаковки. Наличие узора обуславливается технологией изготовления материала и появляется в результате повторных полировок и травления. Фрагменты узора, состоящие из нескольких фигур, обычно повторяются в определенной последовательности и исчезают лишь после переплавки материала. Свойства такого сорта булата зависят от сочетания качества исходных материалов с механическими параметрамиковки.

Литой булат (рис. I. I в) изготовлялся, в основном, в восточных странах: Индии, Турции, Персии, Афганистане, Бухаре, Грузии и т.д. Мастера этих стран владели искусством получения и обработки настоящих булатов [2, 13, 21]. На Кавказе вообще, а в частности в Грузии, булат был широко распространен, местные металлурги хорошо знали способы его производства. Тбилисские известные мастера булата братья Кохта и Караман Элизбарашвили считались прославленными мастерами по изготовлению булатного холодного оружия, их искусство было известно далеко за пределами Кавказа [12, 14, 20].

В Западной же Европе, например, в Милане, Золингене и других местах пытались разрабатывать и совершенствовать технологию получения лишь сварочной дамасской стали. Европейские мастера больше внимания уделяли красоте узора, нежели качеству стали, в связи с чем это узорчатое оружие не снискало особой известности [2,9,14] .

Настоящий литой булат (рис. I. I в) характеризуется однообразным, но не повторяющимся узором по длине изделия. Для получения булата после проведения плавки с учетом своеобразной кристаллизации стали, необходимо определение узора. Узор литых булатов неподражаем для искусства, рисунок при переплавке изменяется, но не пропадает [2-4,24] .

В настоящее время неизвестны такие исследования, которые могли бы дать исчерпывающее объяснение природы литого булата, подражанием которому являлись искусственные и ложные булаты, хотя с древнейших времен до сегодняшнего дня этой теме посвящено много трудов.

Следует отметить сведения о древних булатах в ранних трактатах и мемуарах путешественников по Востоку. Еще Аристотель (IV в. до н.э.) упоминает индийскую сталь, которая хорошо ковалась, обрабатывалась, полировалась и распространялась в виде разрезанных пополам небольших лепешек [25] .

Большой интерес представляют сведения "о железе" из трактата "Минералогия" написанного в 1048 г. хорезмийским энциклопедистом Абу-р-райхамом Мухамедом ибн Ахмедом Ал-Бируни [II,26,27] . В трактате черные металлы (железо и его сплавы с углеродом) разделяются на четыре вида: кричное железо, чугуны, сырцевую и тигельную сталь-булат. По описанию Ал-Бируни булат получается сплавлением в тигле чугуна с железом, или кричного железа с веществами, содержащими углеродистые соединения. Он же дает сведения о наличии мощных воз-

духодувных мехов, печей и огнеупорных тиглей, что позволило древним металлургам получать сравнительно высокие температуры.

По данным Ал-Бируни родиной тигельной стали является город Герет (Афганистан) и северная Индия. Качество такой стали высокое и ее целесообразно применять для режущих инструментов. Для этой цели она была более пригодна, чем сырцевая, в том числе и цементованная сталь.

По свидетельству арабского географа Едризиди в XII веке индусы славились производством тигельной стали и ковкой знаменитых мечей [12] .

По описанию Таверниери, путешествовавшего в XVI веке по Персии, Турции и Индии, тигельная сталь шла из Индии и продавалась в виде хлебцов. Чтобы покупатель мог судить о качестве и макроструктуре металла он доставлялся разрубленным на две части, причем из одной части можно было ковать одну саблю [12,22] . Следовательно, можно считать, что родиной литого булата является не Дамаск, давший на Западе свое имя булату, и не Персия, а Индия - страна, шедшая в развитии железоделательного производства оригинальным путем. К аналогичному заключению приходят многие видные ученые [2-4, 12-15, 22-25] . Судя по работам Бутенова [49] , булат также не изготовляли в Бухаре, а только обрабатывали привозной сырой материал, который доставляли из Индии через Персию. Индийская литая сталь под именем *Wooz* -вуца отправлялась в разные страны древнего мира. С XIII столетия в Индии начался упадок сталелитейного производства, в это время европейские ученые и мастера знакомятся и исследуют как булатные клинки, так и слитки булатной стали в непрокованном виде [12-15, 22] .

Изучением этого материала занялись видные ученые: Г.Пирсон, Д.Машет, М.Фарадей и др. Они пытались разными путями разгадать

тайну булата, не принимая во внимание зависимости ее структурного строения от технологии изготовления изделий из этой стали. Стодарт и Фарадей проводили ряд опытов с целью получения булата путем добавок к стали алюминия, золота, платины и др. металлов [25] .

Проведенные ими исследования как бы подтверждали, что с добавлением некоторых металлов стали можно придать струистую структуру. В свое время их взгляды на причину образования булатного узора были признаны удовлетворительными [25] . Было установлено, что узорчатость вуца несколько видоизменяется после переплавки, но, в отличие от искусственного булата, не исчезает [6,26] .

Проведенные опыты произвели большое впечатление среди металлургов и химиков. Основываясь на работах Стодарта и Фарадея, Бреан [12] пришел к иному выводу: происхождение булатного узора нельзя считать причиной влияния металлических примесей. Он предполагал, что восточный булат представляет собой литую сталь, содержащую больше углерода, чем европейские сорта стали. Неравномерное распределение углерода при медленном охлаждении слитка приводит к образованию двух различных соединений и являющихся причиной образования узора на поверхности изделия [12] .

Вслед за Бреаном о сравнительно большом содержании углерода в булате указывает Фабер дю Фора. Для получения булата Фабер дю Фора предполагает применять сырцевую или цементированную сталь, железо с определенным количеством чугуна, примесь угля или вещества, содержащего углерод. Он большое значение придает чистоте исходных материалов, выбору флюсов, тиглей, а также употреблению в качестве горючего древесного и каменного угля. Фабер дю Фора, пренебрегая большой массой шихты и слишком медленным остыванием слитка, выбирает определенную невысокую скорость охлаждения [29] .

Масальский [30] подробно описывает способ изготовления булата,

употребляемый персами. По его данным ход плавки сочетает в себе медленное остывание слитка с применением железа, зеркального чугуна и серебра в определенных пропорциях.

Б.Зшоке, С.Пансери [31] в своих исследованиях обратили внимание на характерное структурное распределение сфероидальных частиц цементита в перлитно-сорбитной матрице и дали химический анализ нескольких булатных оружий (табл. I. I).

Теоретические взгляды некоторых из отмеченных выше исследователей близки к истине, однако практические опыты, направленные на решение этого вопроса, принадлежат русскому ученому П.П.Аносову [2-6, 9, 12-15, 31-50]. Известный металлург начал исследования с фактического материала, испытал различные клинки и, в отличие от Ринмана и его учеников, которые относили булатный узор только к внешним признакам, дававшим красоту поверхности изделия, доказал связь свойств стали с макроструктурным строением материала. Узор на поверхности изделия отражает структуру стали и является следствием химического состава, а также последующей пластической деформации.

П.П.Аносов проверил опыты Фарадея и для выявления связи между свойством и химическим составом стали провел систематическое исследование влияния легирующих добавок - марганца, хрома, титана, золота, платины, серебра и других элементов - на макроструктуру стали. Было установлено, что булатная сталь, не содержащая легирующих элементов, представляет собой сплав железа с углеродом.

П.П.Аносов доказал, что свойства стали зависят не от вида углеродсодержащих веществ, а от количества углерода, который является существенным фактором, вызывающим повышение твердости материала. Разработав способ получения булата, П.П.Аносов усовершенствовал тигельный процесс плавки. Были доказаны возможности насыщения металла углеродом непосредственно в тигле, за счет печной

Таблица I.I

Химический состав булатных оружий

№№ пп	Название предмета	Химический состав, % по массе				
		C	Si	Mn	P	S
1	Кинжал	1,68	0,015	0,056	0,086	0,007
2	"-"	1,57	0,011	0,030	1,004	0,018
3	Сабля	1,87	0,049	0,005	0,127	0,013
4	"-"	0,59	0,119	0,150	0,252	0,032
5	"-"	1,34	0,062	0,019	0,182	0,008
6	"-"	1,73	0,062	0,028	0,172	0,020
7	"-"	1,67	0,027	следы	0,087	0,007
8	"-"	1,42	0,11	0,13	0,035	0,038

атмосферы, т.е. был разработан безфлюсовый способ выплавки стали. Он разработал также метод выплавки стали непосредственно из руды путем ее сплавления углем и графитом.

П.П.Аносов исследовал режимковки и отжига, установил, что исчезновение узора при ковке, т.е. перегрев металла при горячей деформации вызывает ухудшение качества стали. Он описал закалку как сгущенным воздухом, так и другими охлаждающими средствами, установил температурный режим отпуска, режим полировки и травления.

П.П.Аносов внес большой вклад в развитие отечественной металлургии, но низкая техническая оснащенность эксперимента, отсутствие исследовательской базы не дали ученому возможность до конца разработать технологию получения булатной стали.

Разработанный П.П.Аносовым тигельный способ получения стали был наиболее совершенным в начале XIX столетия. Его работы и технологические инструкции стали основой в работах Д.К.Чернова [3,23, 51-54]. Открывая полиморфизм железа, критические точки превраще-

ния в стали, он поставил на научную основу теорию термической обработки углеродистых сталей. Повторяя опыты П.П.Аносова, Д.К.Чернов тоже пришел к заключению, что характер узора булатной стали зависит от условий кристаллизации, чистоты исходных материалов и условий процессаковки.

Д.К.Чернов предполагал, что структура булата - "видимый невооруженным глазом перлит", представляет собой деформированную, наиболее развитую первичную дендритную неоднородную структуру стали [55-57], появляющуюся в результатековки.

Способы получения булата, предложенные Аносовым и Черновым не получили распространения, т.к. некоторые теоретические и технологические аспекты для преемников остались недостаточноясными.

Далее, из ряда ученых, работавших в направлении изучения булата, следует выделить работы Н.Т.Беляева и В.Ф.Железнова [12,22,57]. По мнению Н.Т.Беляева, в булате после медленного охлаждения появляется "видимый невооруженным глазом перлит", что совпадает с мнением Д.К.Чернова, а также других исследователей, которые считают, что булат состоит из структурно уравновешенных феррита и цементита. Эта мысль подвергалась критике в работах А.А.Байкова [58] и Н.И.Беляева [69]. Н.И.Беляев признавал важность микроструктурного строения стали, но большее практическое значение придавал исследованию ее макроструктуры. Изучая теорию структурного строения и природу булата, Н.Т.Беляев отрицал роль макроскопического перлита в формировании свойств булата, так как при наблюдении невооруженным глазом перлит никогда не обнаруживается. Он же опроверг гипотезу о структурном равновесии феррита и цементита в булате. Несмотря на нехватку объектов для исследования, Н.И.Беляевым правильно было обращено внимание на важность содержания углерода при кристаллизации углеродистых сталей. По его мнению, булат от обык-

новенной стали того же состава отличается определенной макроструктурой и чистотой матрицы по вредным примесям. Н.И.Беляев считает правильным положением, что дендритная структура свойственна всякой литой стали и почти всякое содержание углерода в стали способствует появлению узорчатой поверхности [4,60]. То обстоятельство, что дендритная структура сравнительно трудно разрушается при термической обработке, вопреки теории Д.К.Чернова и П.П.Аносова, Н.И.Беляев пришел к выводу, что высокотемпературный (выше точки "в" Д.К.Чернова) нагрев при ковке не уничтожает узор на поверхности стальной заготовки. Следовательно, по теории Н.И.Беляева причиной появления узора является образование в слитке химически неоднородной дендритной структуры, которая последующей ковкой или прокаткой деформируется и обуславливает появление узора. От процессаковки зависит характер получаемого рисунка, который в большинстве случаев проявляется только специальным травлением.

Следует отметить опыты А.П.Виноградова. Он несколько видоизменил один из вариантов тигельной плавки П.П.Аносова, при которой происходит насыщение углеродом железных обсечков в атмосфере печных газов [52], однако, им сделан некорректный вывод, что для создания максимальной неоднородности в жидкой фазе необходимо присутствие недорасплавленных частиц железа, при этом скорость остывания слитка имеет второстепенное значение, или даже наоборот, быстрое затвердевание более четко фиксирует неоднородность жидкости [6,60]. Таким образом, установлено П.П.Аносовым, Д.К.Черновым и другими учеными необходимое условие для получения булатного узора — медленное остывание слитка — А.П.Виноградовым не разделяется. Проводя опыты на доэвтектоидной стали, получая полосчатую структуру, А.П.Виноградов пришел к выводу, что в основе узора лежит чередование чистого феррита и перлита, которое при достаточной толщине слоев после шлифовки и травления дает видимый невооружен-

ным глазом узор. Исходя из данного соображения, А.П.Виноградов пришел к заключению, что сущность структур литого и сварочного булатов одна и та же. Различие узоров последних обусловлено приемамиковки и не зависит от результатов первичной кристаллизации.

Таким образом, у А.П.Виноградова основным условием получения булатного узора определено наличие полосчатой структуры, формирование которой не зависит от содержания углерода и других элементов в металле, а также от скорости первичной кристаллизации.

К аналогичному мнению пришел Н.И.Голиков. Отрицая дендритную теорию булатной стали, он считал, что характерный дендритный узор, появляющийся при полировке и травлении, не является идентичным булатному узору и, что при производстве этого материала необходимо зафиксировать физическую неоднородность. Развивая работы А.П.Виноградова, Н.И.Голиков пришел к выводу, что теоретические принципы получения Аносовского булата — сильнейший жар, наибольшее время плавки и медленное охлаждение тигля — необязательны [25,55,61]. Эти взгляды, в свою очередь, привели к выводу, что содержание углерода и скорость остывания слитка не играют определяющую роль в формировании основных фаз булатной структуры [59]. Последующие исследования [5,18,56,62-64] доказали, что булат представляет собой высокоуглеродистую заэвтектоидную сталь и образование характерного узора заключается в химической неоднородности слитка, получаемой при первичной кристаллизации.

О возможности применения термомеханической обработки при изготовлении булатных изделий высказывались Садовский, Соколов и Смирнов [64]. По мнению этих авторов образование узора связано с наличием в сплаве заэвтектоидного цементита и с применением специального режимаковки. Они считают, что термическая обработка булата состоит изковки с последующей закалкой, т.е. высказывают

мнение о возможности использования ковочного нагрева для термической обработки булата.

Сравнительно подробный анализ свойств булатных клинков дает И.С.Гаев [5]. Результаты исследования механических свойств булатного материала показали, что по этим свойствам булатная сталь не превосходит промышленную углеродистую сталь марки У8А.

Из выше рассмотренного представляется возможным заключить, что имеющиеся теории происхождения булатной структуры и формирования комплекса высоких механических свойств данного материала не полностью отражают истинную картину, и, в большинстве случаев, они не только не дополняют, но и исключают друг друга.

Твердо установленным можно считать, что булат представляет собой сплав железа с углеродом. Как известно, углерод в железе находится в виде графита, карбида или в твердом растворе [65,66]. Процесс карбидообразования определяется степенью пересыщения аустенита углеродом и его диффузионной подвижностью. При высоких температурах степень пересыщения твердого раствора углеродом уменьшается, однако возрастает его диффузионная подвижность.

Известны устойчивый карбид железа  $Fe_3C$  и неустойчивые  $Fe_2C$ ,  $FeC$ ,  $Fe_4C$ ,  $Fe_4C_3$  соединения углерода с железом [66]. Рентгеноструктурным фазовым анализом выделенных карбидов доказано [67], что во всех углеродистых сталях присутствует только  $Fe_3C$ , который обладает такими ценными свойствами, как высокая твердость, высокая температура плавления и др. В заэвтектидных сталях цементит почти полностью растворяется в аустените при 950–1000°C, а его твердость меняется от 900 до 1050  $H_V$  [68] в зависимости от условий образования этой фазы и обработки матрицы.

## 1.2. Булат и современное металловедение

Несмотря на то, что современные легированные стали по вязкости, прочности, упругости и другим показателям превосходят булатную [5,69], интерес к ней, как являющейся первым композиционным материалом со своеобразной макро- и микроструктурой, сохранился. Об этом свидетельствуют многочисленные труды, опубликованные как в нашей стране, так и за рубежом.

М.Захсе [7] в своих трудах изучал вопрос изготовления и происхождения искусственного и настоящего булата. Он считает, что производство литого булата до сегодняшнего дня сохранило научный интерес. Следует также отметить работы Е.Пяковского [31,56], который, анализируя результаты металловедческих исследований холодного оружия, проведенных Н.Т.Беляевым, В.Шоке, Г.Марионом, Ц.Пансери, а также на основании собственных исследований приходит к заключению, что булат является железо-углеродистым сплавом и состоит из двух фаз. С помощью термообработки образующиеся фазы укрупняются и их можно заметить и невооруженным глазом. В зависимости от наличия в структуре фаз (феррит и цементит) Пяковский различает мягкий и твердый булат. По его мнению, для получения булатного узора необходимо: содержание углерода 0,4-0,6 % для мягкого булата, а для твердого 1,3-1,7 %, при этом фиксируется медленное остывание между линиями  $GOS$  и  $GPS$  для мягкого и  $SE-SK$  для твердого булата (рис.1.2). Ковка осуществляется ниже температуры, обозначенной линией  $GSK$ , а перегрев стали выше линии  $GSE$  вызывает исчезновение узора из-за полного растворения вторичного цементита в аустените и возникновения мелкозернистой структуры.

В Стенфордском университете (США) с 1975 г. интересные эксперименты проводят О.Шерби и Дж.Уодсворт [62,63,71]. Было установ-

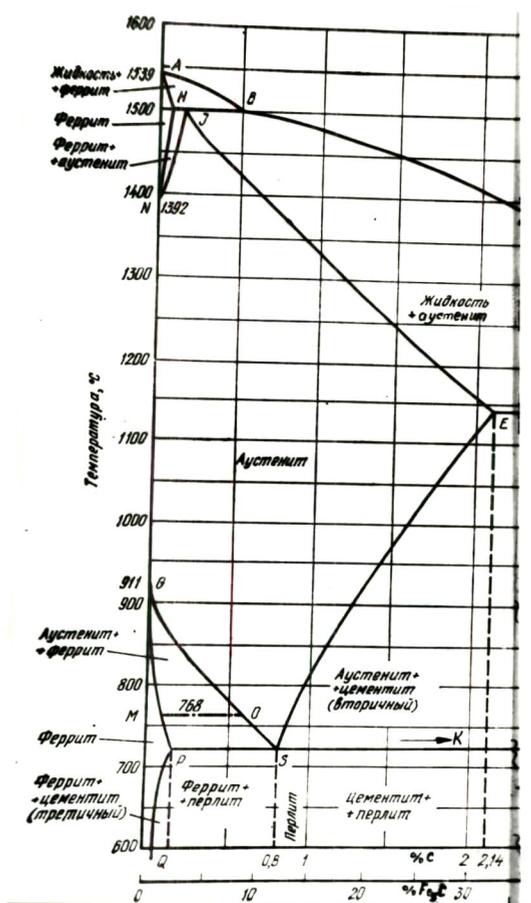


Рис. I.2. "Стальной" участок диаграммы Fe-C

лено, что стали булатного типа можно получить соответственной термической обработкой и деформацией ультрауглеродистых сталей. При этом наблюдается неоднородное структурное соотношение цементитных прожилков в области отпущенного мартенсита, что и способствует при травлении образованию характерного булатного узора.

Стенфордские исследователи считают, что получение древней булатной стали осуществлялось путемковки в интервале температур 600-900°C. После соответствующей обработки материал обладает структурной сверхпластичностью при этих же температурах. Сверхпластичность следует понимать как способность материала к большим пластическим деформациям без нарушения внутренней сплошности под влия-

янием напряжений, и можно определить по формуле:

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad [71, 72, 78]$$

где  $\sigma$  — напряжение, вызывающее пластическую деформацию;

$K$  — константа материала;

$\dot{\epsilon}$  — скорость деформации;

$m$  — параметр материала, который описывает чувствительность напряжения пластического течения к скорости деформации (склонность материала к упрочнению при увеличении скорости деформации).

Известно [72,73], что структурная сверхпластичность наблюдается в металлах с очень мелким равноосным зерном (1–10 мкм) в определенной области малых скоростей деформаций при температурах выше 0,5  $T_{пл}$ . Для образования мелкого зерна железа и сфероидизации цементита, наличие которого необходимо для стабилизации мелкозернистой структуры железа, Шерби и Уодсворт применяли разные методы [71], в которых для получения однородной структуры в качестве необходимой термической обработки применяется гомогенизация ультрауглеродистых сталей в  $\delta$ -области (1100–1150°C). По-видимому, такой взгляд приводит к ошибочной оценке роли скорости остывания булатного слитка, так как нагрев стали в  $\delta$ -области идентичен ускорению остывания стали, вызывающей возникновение мелкозернистой структуры и исчезновение узора. Здесь уместно отметить, что по мнению некоторых исследователей [74–77] для заэвтектоидных сталей более характерна субкритическая, а не структурная сверхпластичность. При субкритической сверхпластичности максимум деформируемости наблюдается вблизи критической точки ниже превращения перлит  $\rightarrow$  аустенит [75,77].

А.П.Гуляевым и Л.М.Сармановой [75] было сопоставлено поведение высокоуглеродистой стали У13 при горячем кручении с цементитной

сеткой и без нее (рис.1.3). На диаграмме у стали с цементитной сеткой сверхпластичность значительно ниже чем при отсутствии цементитной сетки, а с повышением температуры она частично растворяется и пластичность заметно возрастает. По этой теории сверхпластичность в этих сталях наблюдается только после обработки на зернистый перлит в узком температурном интервале. Принимая во внимание выводы данной работы и результаты исследования Б.Валзера [78], по которым высокочистым Fe C сплавам из-за нестабильности мелкозернистой структуры сверхпластичность не свойственна, трудно полагать, что сверхпластичные стали и булатные материалы имеют общую схему технологии изготовления.

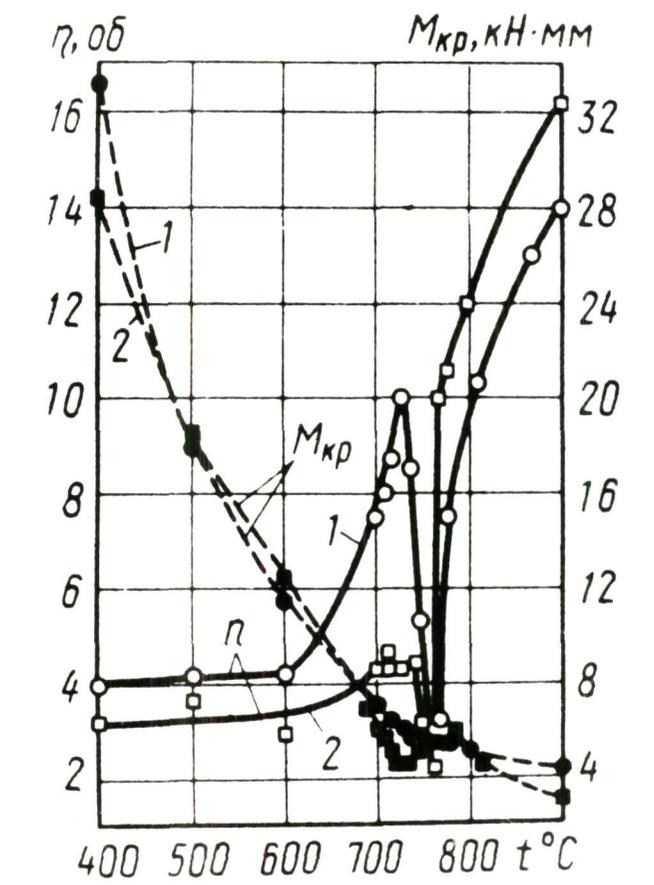


Рис.1.3. Зависимость параметров пластичности стали У13 от температуры:

1- без цементитной сетки, 2- с цементитной сеткой

Таким образом, критический обзор и обобщение важнейших работ, посвященных воспроизведению старой и разработке новой технологии получения сталей с уникальными механическими свойствами, присущими древним булатам, позволяет заключить, что в настоящее время нет единой теории, охватывающей сложный процесс формирования узорчатой булатной структуры с ее взаимосвязью с технологическими параметрами и служебными характеристиками. Следовательно, проведение дополнительных изысканий в этом направлении представляет как научный, так и прикладной интерес, а решение поднятых вопросов внесет несомненный вклад в металловедение стали.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование процесса выплавки булатной стали и технологии изготовления изделий из этого материала проводилось на основе изучения фактического материала, устанавливая при этом возможности его получения и проведения экспериментальной плавки под булат.

Восточная, в частности - грузинская этнография, сохранила ценный материал о булате - о знаменитой стали древности. Основными объектами данного исследования являются экспонаты, хранящиеся в Государственном музее Грузии и в музее истории Азербайджана, а также многочисленные экспонаты и фрагменты изделий, принадлежащие частным коллекционерам.

Плавки под булат производили в высокочастотной электропечи типа МГД-52 с магнезитовой футеровкой и в лабораторном горне в корундовых тиглях.

Исходными шихтовыми материалами служили:

1. Техническое "Армко"-железо и синтетический чугуны с содержанием углерода 3,2+4,2 % по массе.

2. Цементированное "Армко"-железо и цементированное археологическое железо прямого восстановления. Цементация материала проводилась в силитовых печах типа КО-II при температуре 1150°C, помощью древесного угля с добавлением карбюризатора (30-25 %-ный  $BaCO_3$ ).

После плавки в высокочастотной электропечи часть готовой стали разливалась в предварительно нагретые корундовые тигли. Тигли со сталью переносились в печи, заранее нагретые до определенной температуры (900-1400°C). Регулируя процесс остывания печи, слитки охлаждались с разной скоростью. Часть стали разливалась в чугунные изложницы, остывание которых проводилось на воздухе.

Плавки в горнах проводили в тиглях при одинаковой скорости ох-

лаждения ( $\sim 0,2$  град.с/сек). Полученные слитки подвергались очистке и резке с помощью алмазного круга. Горячая деформация заготовок проводилась в интервале температур  $600-1000^{\circ}\text{C}$ , через каждые  $50^{\circ}\text{C}$ . В результате из слитка получали прямоугольные пластинки с размерами  $10 \times 40 \times 150$  мм, которые использовались для изготовления образцов для структурного и механического исследований. Степень деформации после каждого нагрева составляла 5-20 %, а общая деформация - 80-90 %. Для макроанализа шлифы обрабатывались 10 %-ным спиртовым раствором  $\text{HNO}_3$ , а также нагретым до  $70-80^{\circ}\text{C}$  раствором 2 мл.  $\text{H}_2\text{SO}_4$  (пл. I, 84) + 10 мл.  $\text{H}_2\text{O}$  + (7-8 г.)  $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ . Последний дает возможность максимально выявить структурные неоднородности исследуемого материала.

Изучение макроструктуры производилось на шлифе, протравленном 1-5 %-ным раствором  $\text{HNO}_3$  в спирте и пикратом натрия, который обеспечивал выявление цементита.

Для исследования структурного строения материала был проведен комплексный металлографический анализ. Исследования проводили на оптических микроскопах МИМ-7 и НЕОРНОТ-2. Макро- и микроскопическим исследованиям подвергались также изделия из булата. После исследования поверхностной морфологии при малых увеличениях ( $3+10$ ) и установления узорчатости поверхности изучалась форма, конструкция изделий. На саблях измерялась степень кривизны (рис. 2.1), определяемая безразмерной величиной  $\frac{h}{l}$ .

Так как формоизменение исторических экспонатов исключается, то микроскопическое исследование проводилось чаще всего непосредственно на изделиях.

Стереометрично-линейным способом Розиваля [79], определялось содержание углерода (рис. 2.2). При помощи окуляра-микрометра подсчитывали число делений линейки, приходящихся на каждую из

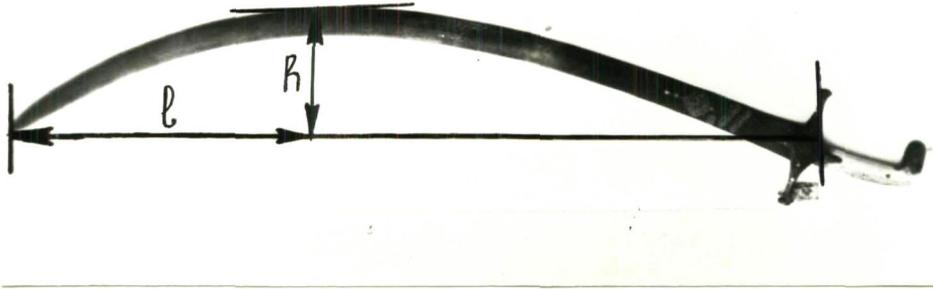


Рис.2.1. Схема измерения степени кривизны на саблях

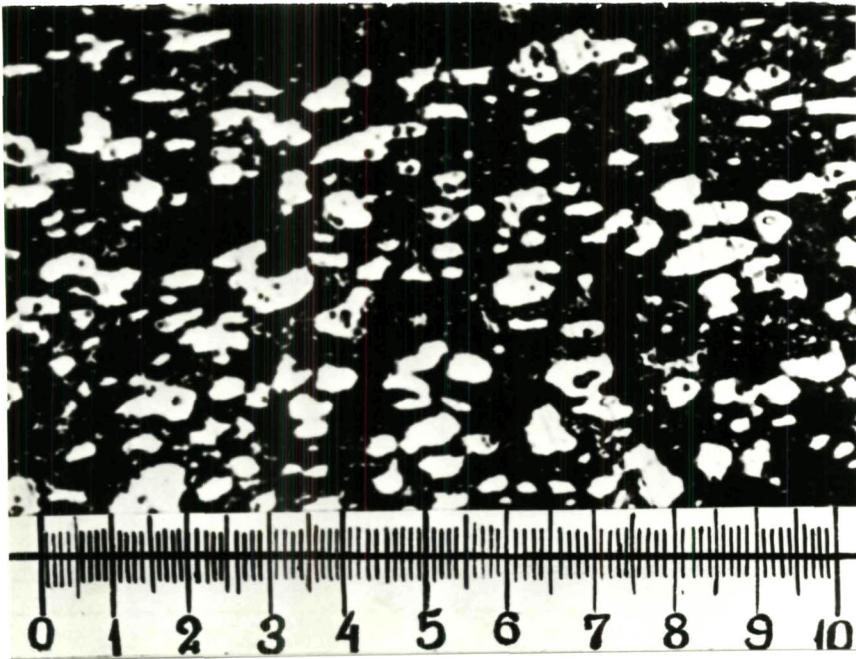


Рис.2.2. Определение количества углерода булатной стали линейным способом Розиваля

фаз структуры, а содержание углерода определяли по формуле:

$$\% C = \frac{ПпСп + ПцСц}{100}$$

где Пп – количество делений линейки, приходящееся на перлит,  
Пц – количество делений линейки, приходящееся на цементит;  
Сп – содержание углерода в перлите;  
Сц – содержание углерода в цементите.

Для получения надежных результатов, измерения проводились как в продольном, так и в поперечном направлении; число зерен, входящих в подсчет превышало 200.

Химический состав определялся с помощью спектрального количественного анализа на спектрографе ДСП-28. Для изучения характера распределения примесных элементов в матрице булата использовали метод локального рентгеноспектрального анализа с применением микроанализатора MS-46 фирмы "КАМЕКА".

При микрорентгеноспектральном анализе поверхностного слоя образцов в объеме 1-3 мкм<sup>3</sup> определяли распределение элементов с записью концентрационных кривых, а также получали изображение поверхности исследуемого образца в поглощенных электронах. Сравнительно точное определение концентрации обеспечивалось введением поправок на поглощение, атомный номер и дополнительное флуоресцентное возбуждение элементов в матрице.

Исследование тонкой структуры производилось на электронном микроскопе JEM-100И и на BS540 фирмы "TESLA" при ускоряющем напряжении 120 кв. Тонкие фольги для исследования на просвет изготавливались из массивных образцов по известному методу [80-83] (режим см. табл. 2.1).

Для изучения фазовых превращений был применен магнитометрический метод в сочетании с термическим анализом, для которого использовали усовершенствованный магнитометр [84]. Электрическая

Таблица 2.1

Режим электролитической полировки тонких фольг

Сталь	Электролиты	Режим полировки	
		V, вольт	t, мин
Булат	Ортофосфорнохромовый (125 гр. $\text{CrO}_3$ + 860 мм $\text{H}_3\text{PO}_4$ )	35-45	10-15

схема магнитометра представлена на рис.2.3. Для изменения скорости охлаждения при построении термокинетических диаграмм были применены различные охлаждающие средства: теплая печка, спокойный и сжатый воздух, вода и др. Наличие усилителя позволяет применять образцы небольших размеров, что особенно важно при построении термокинетических диаграмм булатных сталей. Для исключения влияния формы образцов они изготавливались одинаковыми.

Для полной аустенизации температура нагрева в экспериментах составляла  $1050^{\circ}\text{C}$ , а для неполной аустенизации -  $800^{\circ}\text{C}$ , время выдержки 3-5 мин. Температура неполной аустенизации выбрана с расчетом сохранения вторичных карбидов, обуславливающих булатный узор. Критические точки были установлены магнитометрическим методом и проверялись термическим и дилатометрическим методами [85-87].

Микротвердость образцов исследуемого материала измеряли на ПМТ-3, при нагрузке 100 г для определения которой производили 20-30 измерений.

Испытания на статическое растяжение проводили на машине "Инстрон" согласно ГОСТ-у 1497-73. Диаметр рабочей части образцов 3 мм, длина 30 мм. Поверхность разрушения образцов была исследована с помощью электронного сканирующего микроскопа

JSМ-43 и на BS 300 фирмы "TESLA".

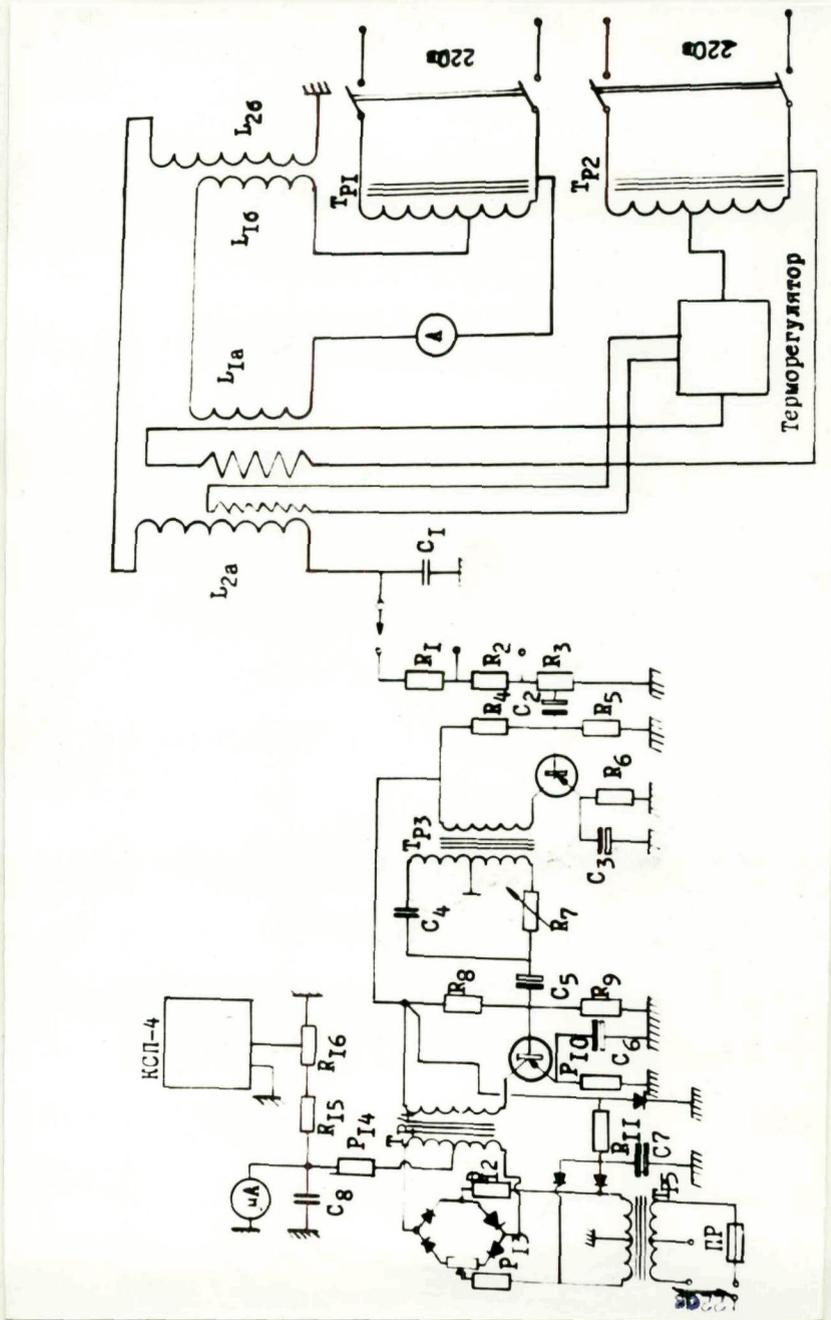


Рис.2.3. Принципиальная электрическая схема магнитометра

### 3. КОНСТРУКЦИИ ИЗДЕЛИЙ, СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БУЛАТНОЙ СТАЛИ

#### 3.1. Конструкции и металлографическое исследование

Среди многочисленных памятников материальной культуры особый интерес представляют изделия, изготовленные из булатной стали, которые в свое время были наиболее качественной продукцией древней металлургии.

Изучение технологии изготовления сабельных булатных клинков, выявление традиции их получения имеют практическое значение и для современной металлургии и металловедения.

Нами были исследованы многочисленные музейные экспонаты, а также изделия, принадлежащие частным коллекционерам: кинжалы, сабли, ножи и другое холодное оружие (рис.3.1 и 3.7). Эти изделия безукоризненно выкованы, особое внимание обращает их своеобразная конструкция. Ребра и доли отшлифованы с большой точностью.

На рис.3.2 показан кинжал длиной 390 мм и шириной 45 мм. Острие кинжала конусообразное, тупое, для большей прочности, широкое и выступает над плоскостью клинка краями. Рукоятка состоит из ограничителя (рис.3.2 а) и из двух заovalенных с одной стороны пластин, которые на конечной части клинка заклепываются. На рис.3.2 б представлена макроструктура кинжала, а на рис.3.3 микроструктура - а) плоскости лезвия и б) обуха. Резко выраженная структурная полосчатость в стали (расстояние между полосами 200-400 мкм) указывает о высоком деформационном упрочнении материала при сравнительно низких температурах обработки, при которых вторичные карбиды коагулируются и вытягиваются вдоль направленийковки.

Кинжал (рис.3.4 а) с изогнутым обоюдоострым клинком отличается сравнительно мелким узором (рис.3.4 б), следовательно, на микрофо-



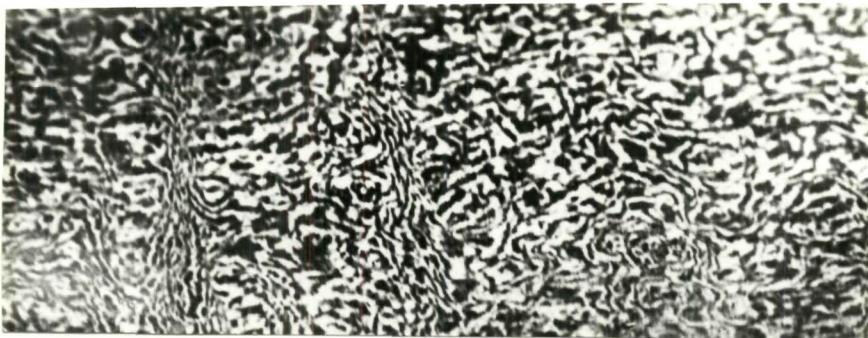
Рис.3.1. Булатные изделия: 1-4 кинжалы, 5 - нож

тографиях (рис.3.5 а,б) наблюдается полосчатость, расстояние между полосами достигает 150-250 мкм. Длина клинка 230 мм, ширина у эфеса 55 мм. Заточки лезвия при соединении образуют ребра жесткости, рукоятка на конечной части соединяется всадным путем.

Из булатной стали изготовлены также ножи (длиной клинка 220 мм). На рис.3.6 а,б,в показаны общий вид, макро и микроструктуры ножа № 5. Как известно переломленную саблю переделывали на кинжалы, ножи

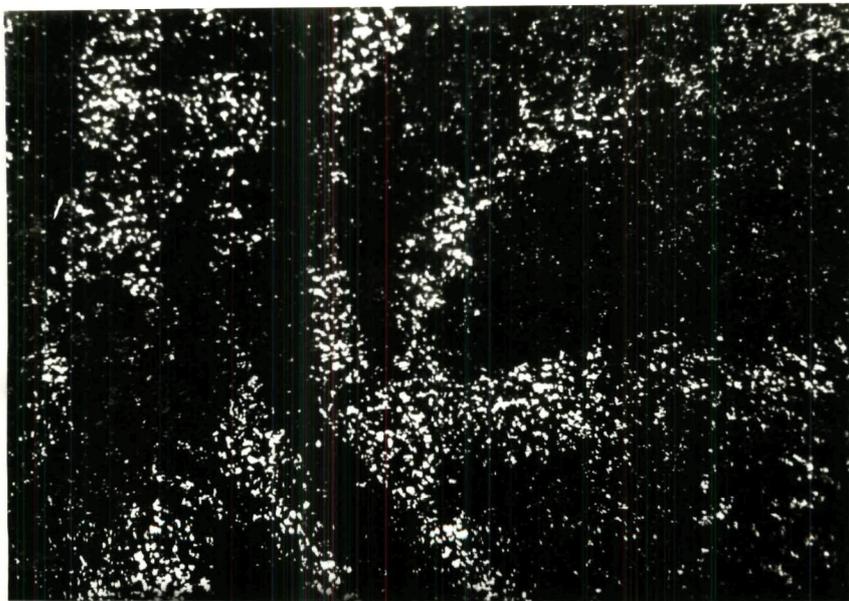


а

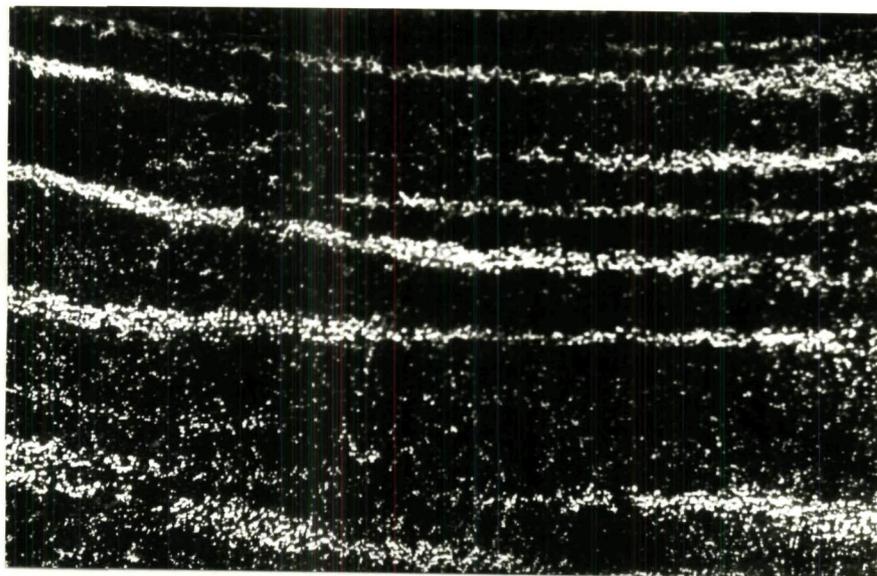


б

Рис.3.2. а) Булатный кинжал в разобранном виде: 1. Клинок  
2. Пластины, 3. Ограничитель.  
б) Макроструктура лезвия х 4



а

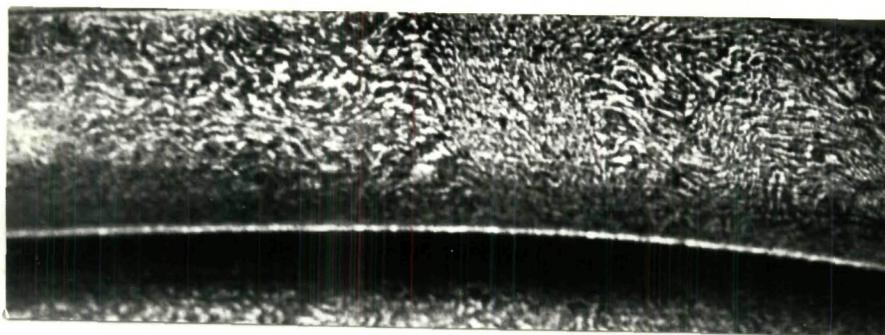


б

Рис.3.3. Коленчатая микроструктура кинжал № I x100  
а) на лезвийной плоскости  
б) на обухе



а



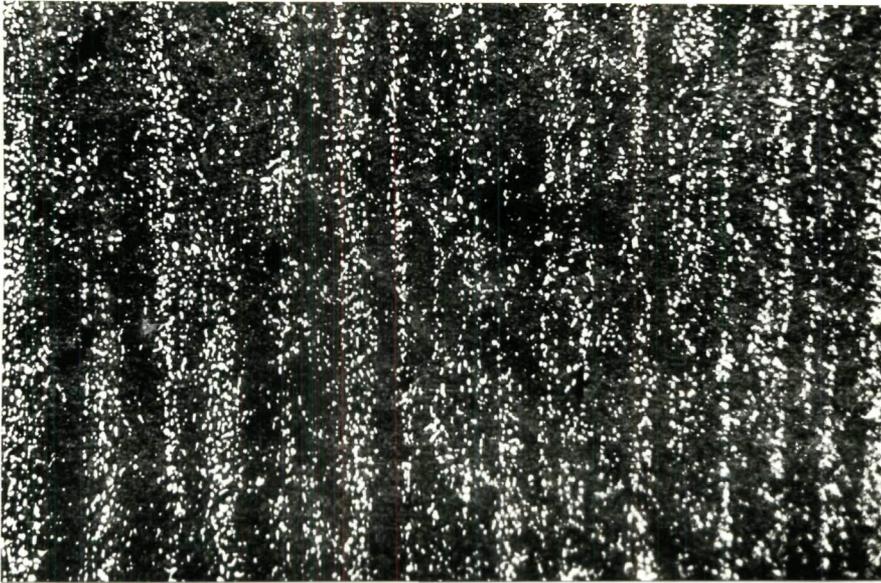
б

Рис.3.4. а) Булатный кинжал

б) Макроструктура лезвия х4

и др. [21,49] . Эти переделки делались не всегда мастерами булатного оружия, поэтому как форма, так и технология изготовления этих изделий могли быть случайными, что нельзя сказать о саблях.

Сабля - один из совершенных видов холодного оружия, которое в древнем мире успешно распространялось взамен мечей [88-91] . Для булатных сабель характерны кривые клинки, что, по-видимому, указывает на их восточное происхождение. На рис.3.7 показан общий



а

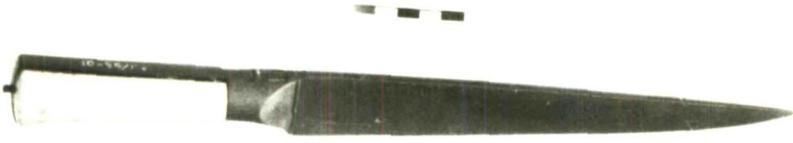


б

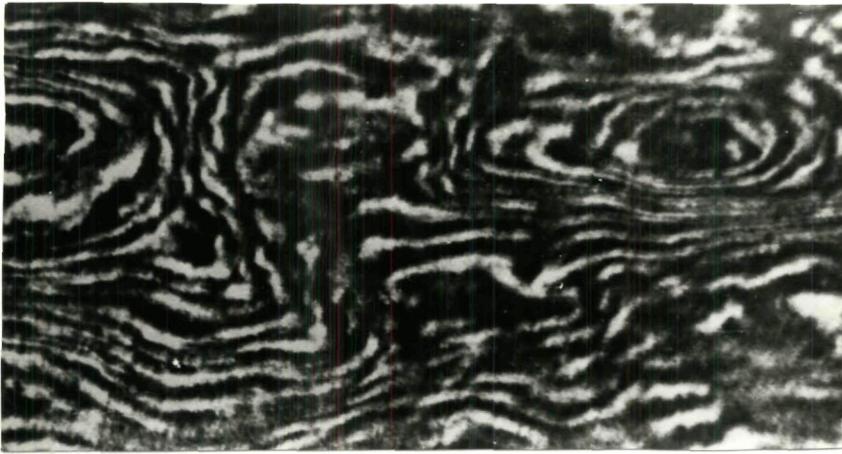
Рис.3.5. Микроструктура кинжала № 3 x100

а) продольный разрез,

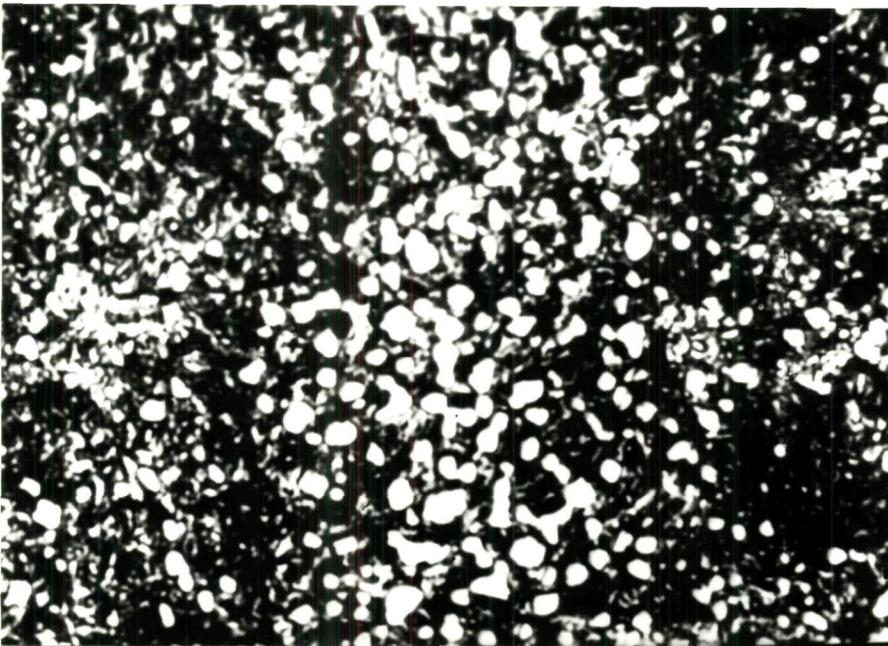
б) поперечный разрез.



а



б



в

Рис.3.6. а) Булатный нож, б) Макроструктура лезвия  $\times 10$   
в) Микроструктура у режущей кромки  $\times 500$



Рис.3.7. Общий вид булатных сабельных клинков

вид сабельных клинков, а в таблице 3.1 приведены параметры длины и кривизны некоторых характерных экспонатов. Как следует из таблицы, изделия характеризуются сравнительно высокой степенью кривизны, которая изменяется в зависимости от длины образца. Это дает возможность предполагать, что во время изготовления такого изде-

Таблица 3.1

Геометрические параметры булатных клинков

№№ пп	Инвентарный номер	Длина клинка	$\ell$	R	Кривизна $R/\ell$
1	<u>40-26</u> I71	88	35	I3	<u>I3</u> 35
2	<u>36-35</u> I30	87	36	I4	<u>I4</u> 39
3	<u>36-35</u> I22	85	35	I2	<u>I2</u> 35
4	<u>36-35</u> I29	90	41	I4	<u>I4</u> 41
5	<u>36-35</u> I52	82	32	II	<u>II</u> 32
6	Без номера	84	32	I2	<u>I2</u> 32
7	ФНИ 892	90	43	I4	<u>I4</u> 43
8	Без номера	88	33	I3	<u>I3</u> 33
9	Без номера	90	37	I5	<u>I5</u> 37
10	Без номера	85	31	I0	<u>I0</u> 31

лия мастер изгибал клинок, принимая во внимание центр тяжести и центр удара, увеличивая тем самым площадь поражения и раздробительную силу оружия. На рис.3.8 показана булатная сабля в разобранном виде. Рукоять представляет собой заоваленные с одной стороны пластины (рис.3.8, 3), которые у конечной части клинка закреплены пятой с одной стороны (рис.3.8, 4) и крестовиной с другой (рис.3.8.2). Пластины (рис.3.8.5) закрепляются на хвостовой части. Поры рукоя-

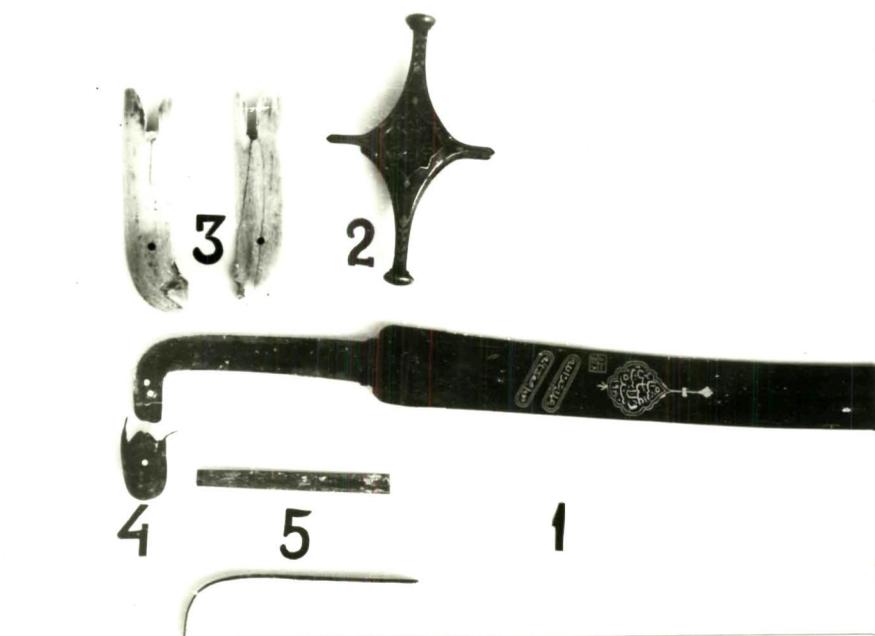


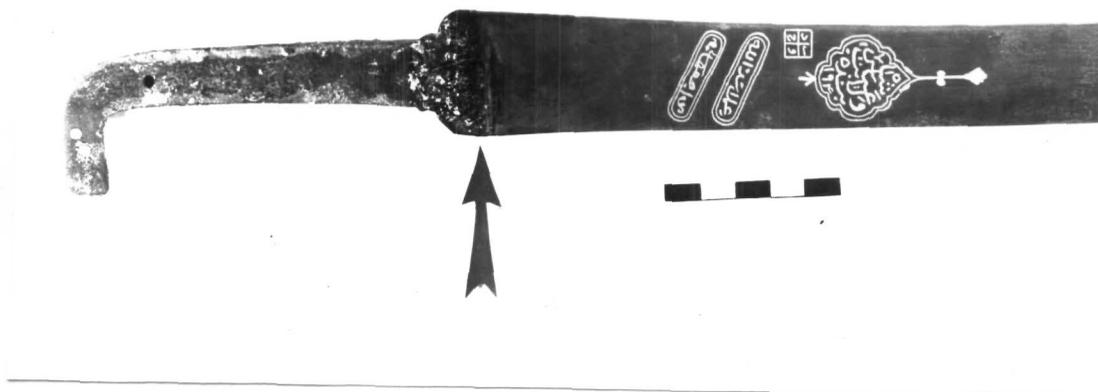
Рис.3.8. Сабля из булата:

1 - клинок, 2- крестовина,  
3-5 - пластины, 4- пята

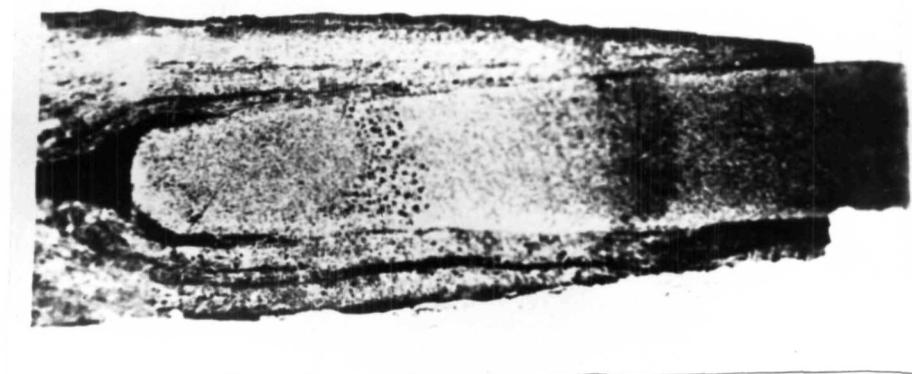
ки между этими частями заполнены квасцом.

Следует отметить, что во многих изделиях конец сабельной части с клинком соединяется с помощью кузнечной сварки. На рис.3.9 и 3.10 показано соединение сварочного железа с булатным клинком (сталь). Следует полагать, что сварка железа со сталью была целесообразна для достижения комплекса свойств изделий: увеличение ударной вязкости, сохранение пластичных и упругих показателей холодного оружия. Данная схема изготовления булатных клинков свидетельствует о высоком эмпирическом знании древних кузнецов.

Все исследуемые сабельные экспонаты характеризуются изогнутым клинком, общей длиной клинка  $800 \pm 1000$  мм и шириной у эфеса 25-35 мм. Металлографическим исследованиям подверглись 60 изделий. Шлифы изготавливались на продольной плоскости и на обухе клинка.



а



б

Рис.3.9. Соединение рукоятки (сварочное железо)  
с булатным клинком (углеродистая сталь)  
а - общий вид, б - продольный шлиф x10



Рис.3.10. Переходная зона кузнечной сварки  
(железо-булатная сталь) x100

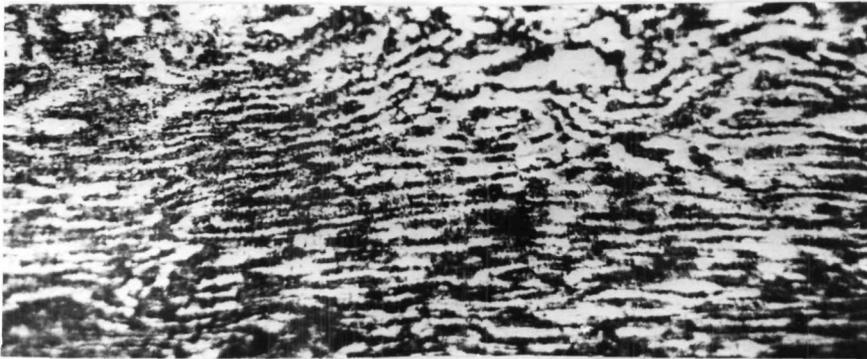
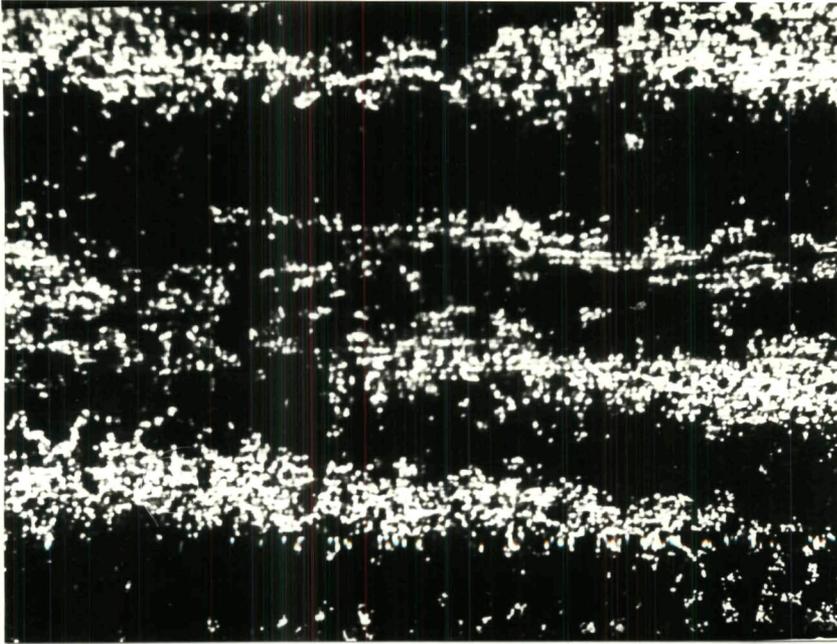


Рис.3.11. Макроструктура со струистым узором сабли № I



а



б

Рис.3.12. Микроструктура сабли № I x100  
а - На продольной плоскости клинка;  
б - На обухе

На рис.3.11 показана макроструктура сабли № I со струистым узором, а на рис.3.12 микроструктура- а) на продольной плоскости,

б) на обухе.

Для большинства сабель характерна волнистая макроструктура (рис.3.13). На рис.3.14 показана микроструктура сабли № 3, а - на продольной плоскости, б - на обухе.

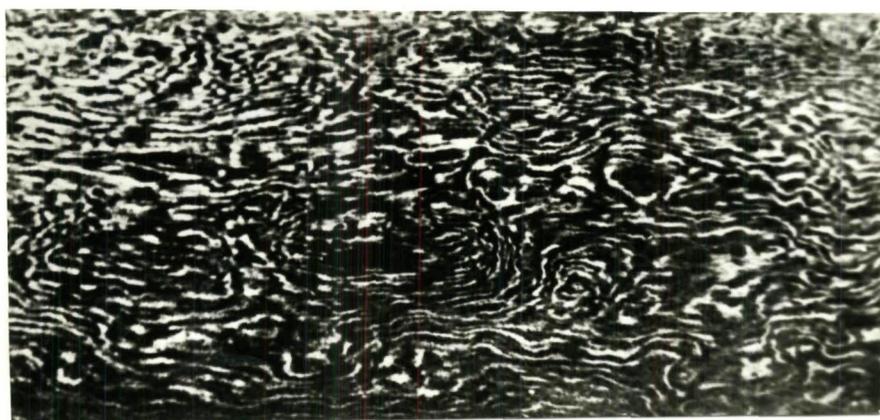


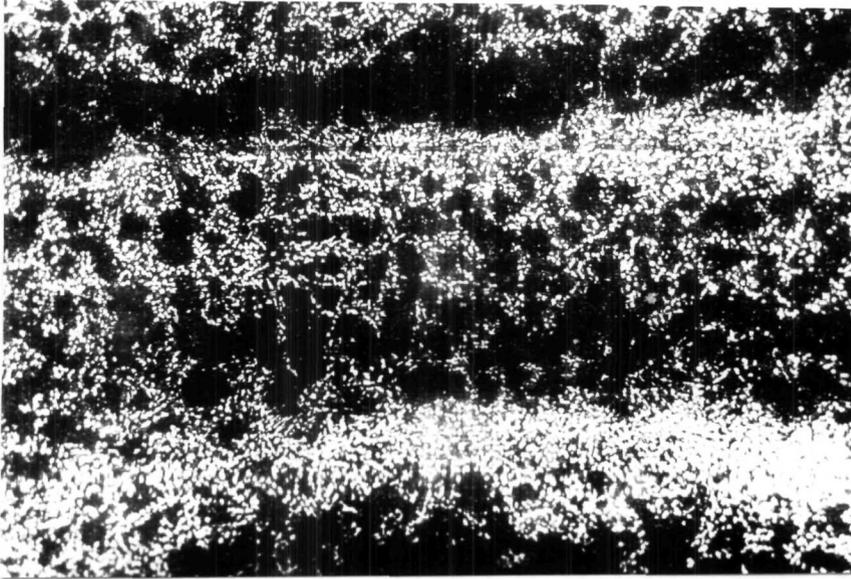
Рис.3.13. Макроструктура сабли № 3 х3

Встречаются экспонаты с ярко выраженным коленчатым узором на поверхности режущей части изделия - к таким следует отнести кинжал № I (рис.3.2) и саблю № 5 (рис.3.15).

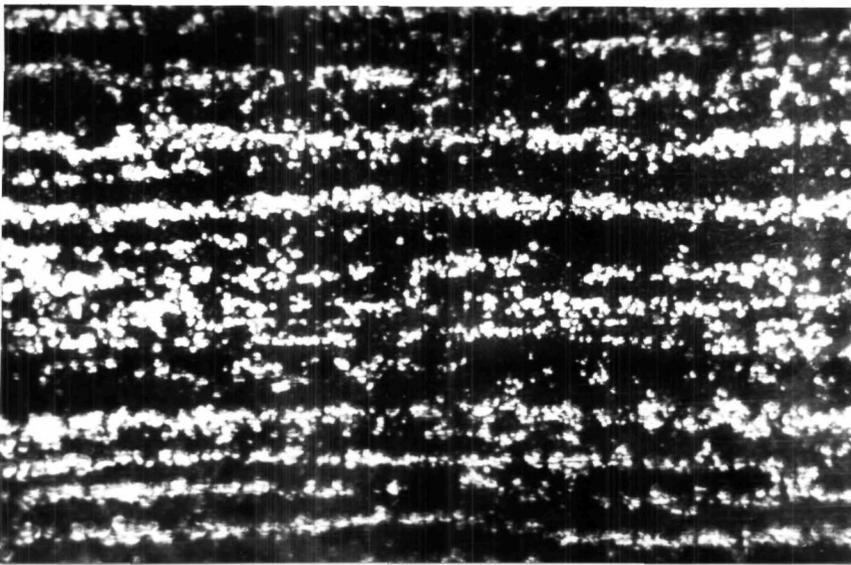
На рис.3.16 показаны микроструктуры булатной стали с характерным волнистым (рис.3.16 а) и коленчатым узором (рис.3.16 б).

Таким образом, в зависимости от процессаковки (прямая или косая) на микроструктуре меняется направление полос, и, следовательно, получается узор в основном трех типов: полосчатый, волнистый и коленчатый [15] .

Металлографическое исследование структуры булатных клинков



а



б

Рис.3.14. Микроструктура сабли № 3:

а - Продольная плоскость клинка;

б - Обух.

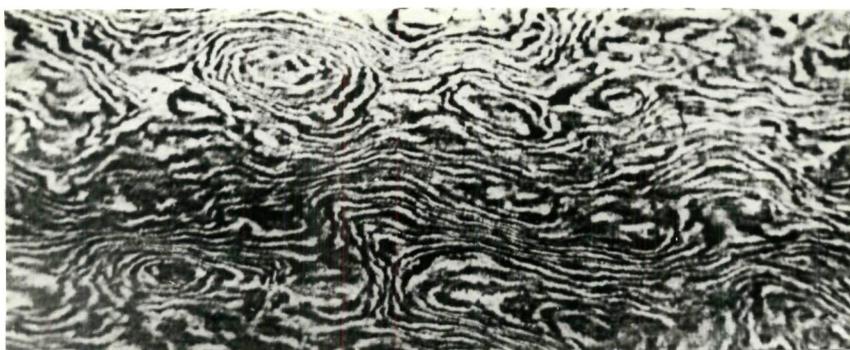
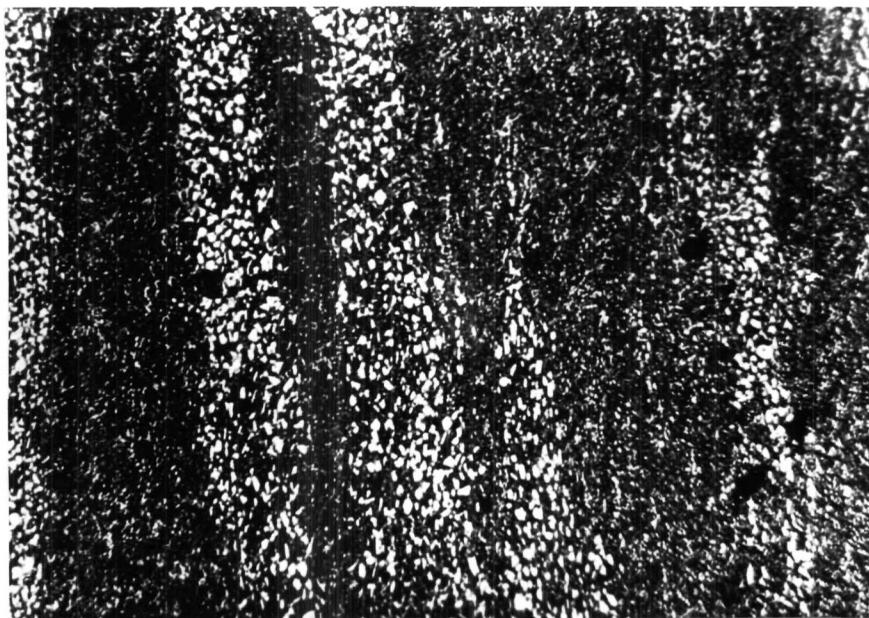


Рис.3.15. Макроструктура сабли № 5

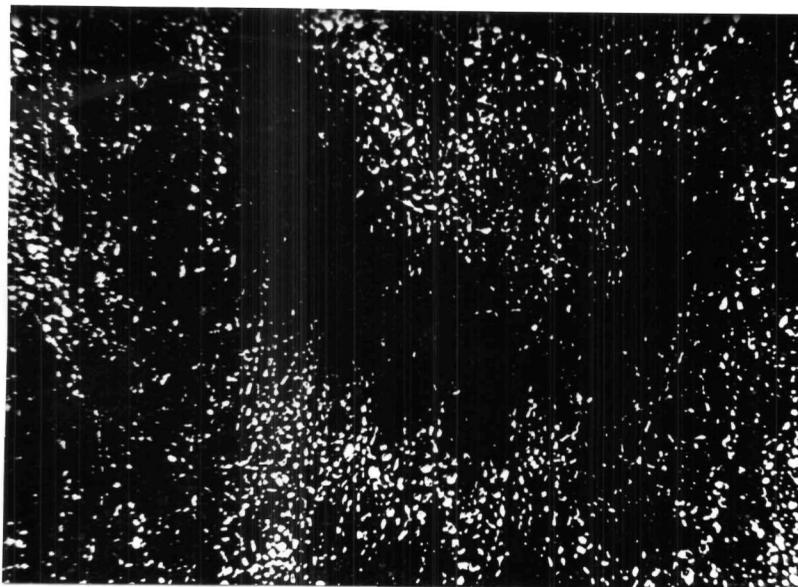
показало, что полосато-волнистый узор объясняется параллельным расположением округлых карбидных колоний. Разностороннее направление карбидных колоний, зарождающихся при деформации и связанных с изменением направления деформации, определяет появление колеччатого узора. Следует считать, что деление булатных изделий исключительно по характеру поверхностного узора является более практичным и целесообразным, чем древние названия: "Хоресан", "Шам", "Хинди", "Кумхинди", "Табан", "Каратабан" и другие [9]; последние являются признаками этнического характера и указывают на место происхождения булата, или же связаны с внешними показателями изделия. По нашему мнению подобные попытки деления булатных изделий условны и непригодны в практике.

В табл.3.2 приведены данные химического анализа некоторых булатных экспонатов. Как видно из таблицы, основным материалом для изготовления булатных изделий служила заэвтектоидная сталь, сравнительно чистая от примесных элементов.

Как видно из рис.3.17 содержание углерода в большинстве бу-



а



б

Рис.3.16. Микроструктуры сабли № 5  
а - Часть волнистой структуры,  
б - Коленчатый узор

Таблица 3.2

## Химический состав исследуемых экспонатов из булатной стали

№№ пп	Название предмета	Местонахождение предмета	Инвентар- ный номер	Х и м и ч е с к и й   с о с т а в								
				С	Mn	S	Ni	Cu	Al	P	S	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
1	Кинжал	Государствен- ный музей Грузии	<u>36-35</u> 202	1,40	есть	есть	сл.	мало	сл.	-	-	
2	"	"	<u>36-35</u> 190	1,60	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-	
3	"	"	<u>36-35</u> 192	1,40	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-	
4	Нож	"	<u>40-26</u> 146	1,50	мало	есть	сл.	сл.	сл.	-	-	
5	Сабля	"	2596	1,30	есть	есть	сл.	мало	сл.	-	-	
6	"	"	<u>40-26</u> 158	1,60	есть	есть	сл.	мало	сл.	-	-	
7	"	"	<u>12-26</u> 47	1,20	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-	
8	"	"	<u>40-26</u> 171	1,30	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-	

Продолжение таблицы 3.2

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
9	Сабля	Государственный музей Грузии	<u>40-126</u> I65	I,20	мало	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
10	"-	"-	<u>40-20</u> I67	I,10	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
11	"-	"-	<u>36-35</u> I30	I,30	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
12	"-	"-	<u>27-35</u> I	I,50	мало	есть	сл.	мало	сл.	-	-
13	"-	"-	<u>36-35</u> I22	I,30	есть	есть	сл.	мало	сл.	-	-
14	"-	"-	<u>36-35</u> I29	I,60	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
15	"-	"-	<u>12-26</u> 47	I,50	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
16	"-	"-	<u>36-35</u> I50	I,40	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
17	"-	"-	<u>36-25</u> I54	I,20	мало	есть	сл.	сл.	сл.	-	-

Продолжение таблицы 3.2

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
18	Сабля	Государственный музей Грузии	<u>36-35</u> I42	1,60	есть	есть	сл.	мало	сл.	-	-
19	"-	"-	<u>36-35</u> I52	1,10	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
20	"-	"-	<u>36-35</u> I39	1,20	есть	есть	сл.	сл.	сл.	-	-
21	Сабля	Музей истории Азербайджана	3I6	1,45	0,115	0,238	сл.	есть	сл.	0,219	0,017
22	"-	"-	I53I	1,41	0,171	0,119	сл.	сл.	сл.	0,199	0,012
23	"-	"-	I454	1,51	0,205	0,309	сл.	сл.	сл.	0,209	0,008
24	"-	"-	30I	1,24	0,215	0,381	сл.	сл.	сл.	0,131	0,017
25	Неопределено	"-	I3..	1,47	0,221	0,219	сл.	есть	сл.	0,147	0,012
26	Сабля	Экспонаты частных коллекцион.	-	1,46	0,105	0,109	сл.	сл.	сл.	0,211	0,005
27	"-	"-	-	1,37	0,027	0,105	сл.	сл.	сл.	0,105	0,006
28	Неопределено	"-	-	1,38	0,018	0,390	сл.	мало	сл.	0,113	0,017
29	"-	"-	-	1,50	0,012	0,149	сл.	сл.	сл.	0,015	0,012

Продолжение таблицы 3.2

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
30	Неопределено	Экспонаты частных кол- лекционеров	-	1,21	0,016	0,219	сл.	сл.	сл.	0,041	0,009
31	Нож	"-	-	1,17	0,017	0,238	сл.	мало	сл.	0,039	0,022
32	Кинжал	"-	-	1,41	0,124	0,109	сл.	мало	сл.	0,057	0,007
33	"-	"-	-	1,59	0,151	0,115	сл.	сл.	сл.	0,127	0,012

сл. - следы - тысячные доли %

мало - сотые доли %

есть - десятые доли %

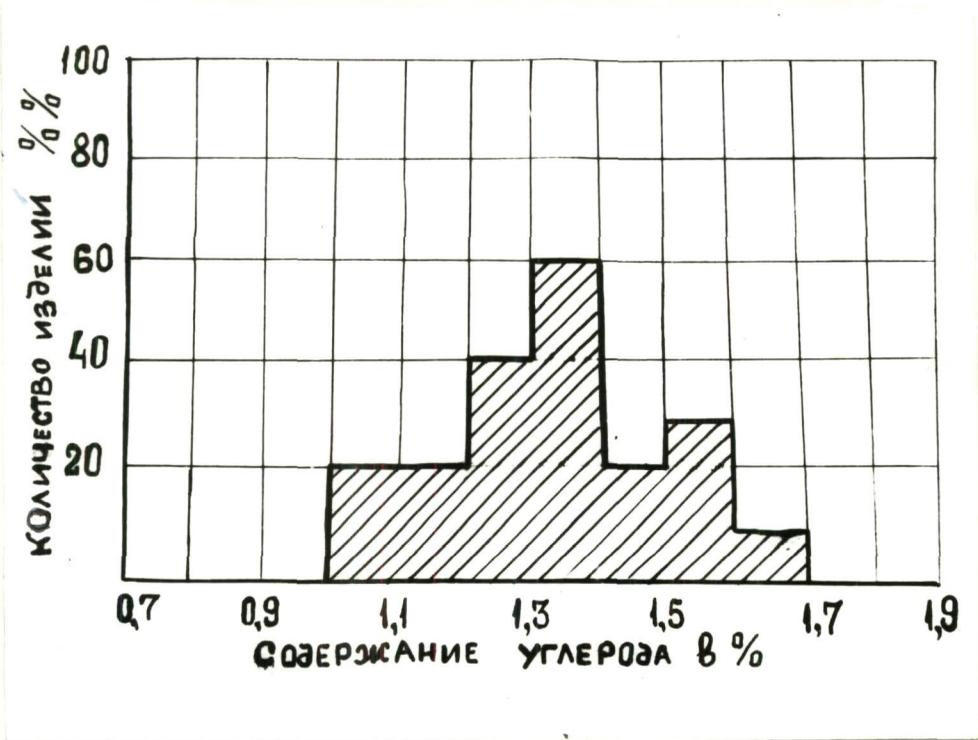


Рис.3.17. Диаграмма количественного распределения булатных изделий по содержанию углерода

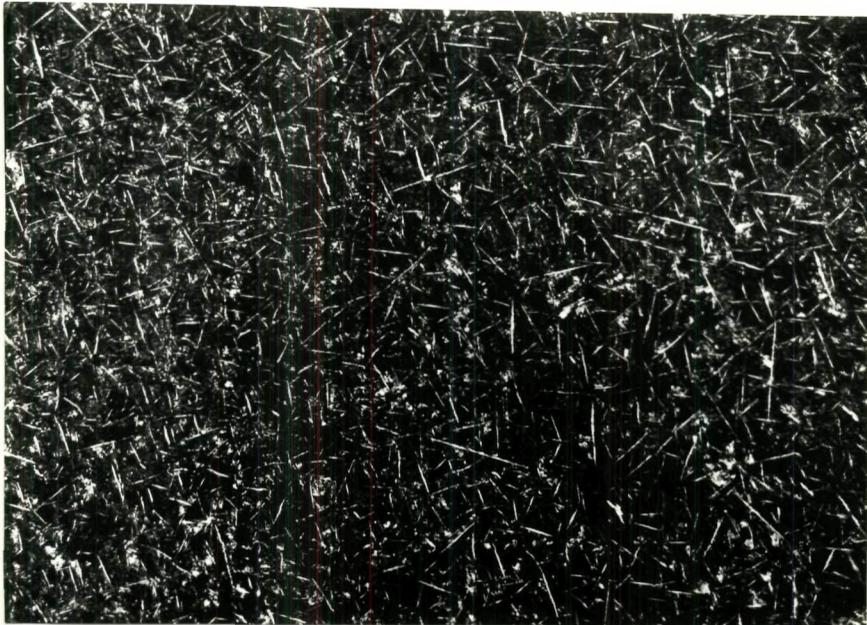


Рис.3.18. Структура расплавленной булатной стали x100  
(C - 1,38 %,  $t_{пл} = 1460^{\circ}\text{C}$ )

латных экземпляров составляет  $\sim 1,35\%$ . Углеродистые стали такого химического состава имеют температуру плавления  $\sim 1460^{\circ}\text{C}$ , и для них после охлаждения характерна структура, показанная на рис.3.18. Принимая во внимание, что температура плавления железо-углеродистых сплавов повышается с понижением содержания углерода, и минимальное содержание последнего в булатных сталях составляет  $\sim 1\%$  С, можно предположить существование древних плавильных печей, где достигалась довольно высокая температура ( $\sim 1470^{\circ}\text{C}$ ).

### 3.2. Фазовые превращения и механические свойства булатной стали

Как неоднократно отмечалось, булат характеризуется неоднородным полосчатым распределением сравнительно крупных включений карбида железа в матрице, что обуславливает анизотропию механических свойств по сечению.

Булатная сталь в основном применялась для изготовления холодного оружия, которому предъявлялось требование – совокупность высоких механических и режущих свойств в продольном направлении, т.е. в полосе режущей части изделия.

Подобное оружие в большинстве случаев, применялось для разрезки сравнительно мягких тел. Результаты испытаний механических свойств исследуемых образцов булатной стали из некоторых исследуемых изделий, приведены в табл.3.3. За редким исключением механические свойства в продольном направлении изделия намного выше механических свойств в поперечном направлении. Разница в механических свойствах образцов, вырезанных вдоль и поперек режущей части изделия, объясняется наличием полосчатой структуры, направление которой зависит от температуры и направленияковки.

На рис.3.19 показана термокинетическая диаграмма распада пе-

Таблица 3.3

Механические свойства изделий из булатной стали

№№ п/п	Название предмета	Содержа- ние уг- лерода в образ- цах, % (по мас)	Механические свойства							
			В продольном направле- нии				В поперечном направле- нии			
			$\sigma_B$ 10МПа	$\sigma_{0.2}$ 10МПа	$\delta\%$	$\psi\%$	$\sigma_B$ 10МПа	$\sigma_{0.2}$ 10МПа	$\delta\%$	$\psi\%$
1	Сабля	1,37	74	55	14	22	60	45	14	23
2	"-	1,38	77	58	12	24	59	53	9	22
3	"-	1,41	81	56	14	21	77	53	9	15
4	"-	1,51	75	58	8	13	74	53	4	10
5	"-	1,24	64	43	14	20	55	40	13	17
6	не опред.	1,47	79	52	11	18	66	49	7	13
7	"-	1,46	85	59	5	17	81	58	4	14
8	"-	1,50	66	48	10	16	63	41	10	14
9	"-	1,17	70	46	17	28	56	43	23	33

реохлажденного аустенита булатной стали с содержанием углерода 1,41 %. Температура аустенизации в данном случае 800°C. Как и следовало ожидать, при этой температуре вторичные карбиды мало растворяются (рис.3.19) и остаются в обособленном виде.

Изменение механических свойств (табл.3.4) коррелируется со степенью дисперсности перлитной составляющей. С увеличением скорости охлаждения образца дисперсность структуры возрастает и, следовательно, повышается твердость и прочность стали, вместе с тем уменьшается пластичность. При всех скоростях охлаждения (0,43°C/сек, 4°C/сек, 19°C/сек) дисперсность продуктов распада аустенита при малых увеличениях не дифференцируема (рис.3.20). Повышение температуры аустенизации до 1050°C вызывает растворение вторичных кар-

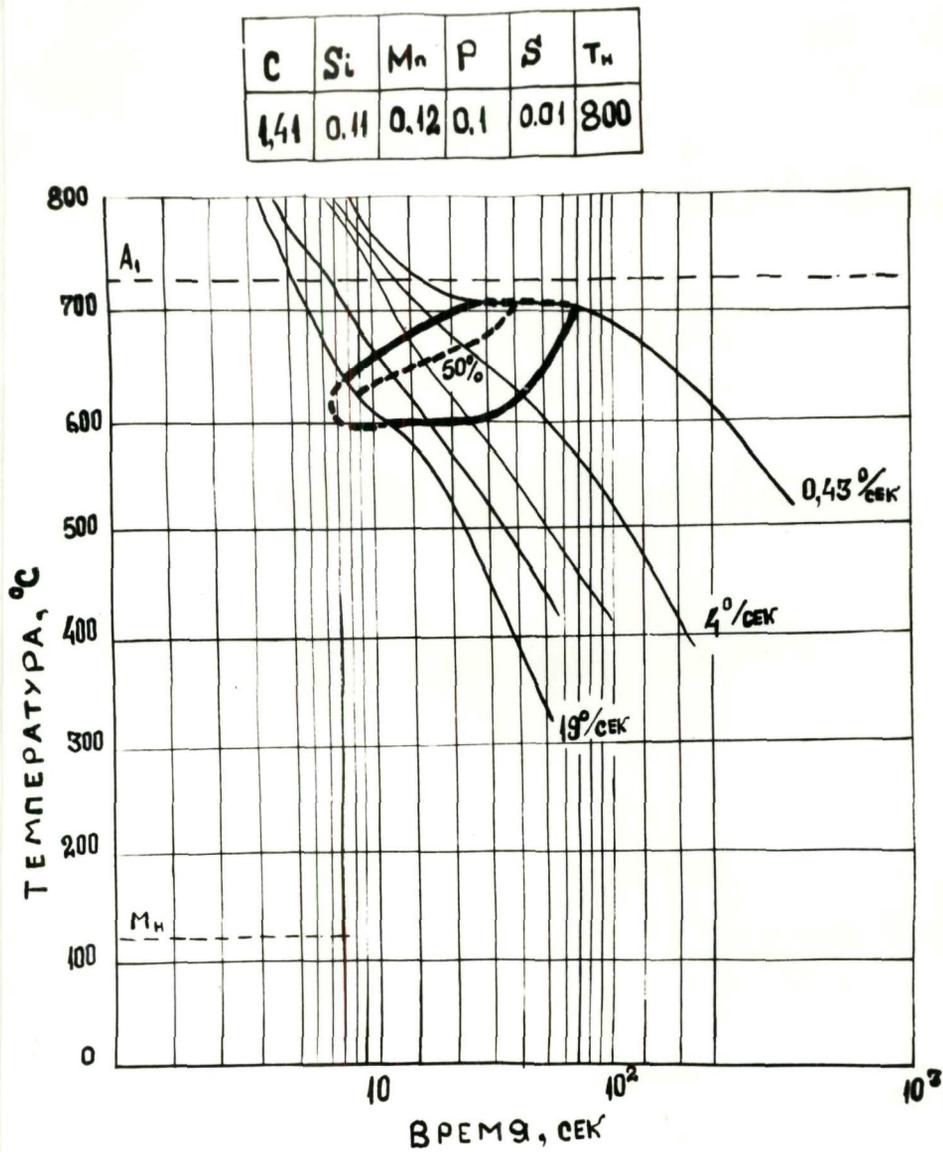


Рис.3.19. Термокинетическая диаграмма распада  
переохлажденного аустенита

Таблица 3.4

Механические свойства булатной стали

Скорость охлаждения °C/сек	Температура аустенизации	Продольное сечение			Поперечное сечение			H <sub>M</sub>
		б <sub>в</sub> 10 МПа	б <sub>02</sub> 10 МПа	δ %	б <sub>в</sub> 10 МПа	б <sub>02</sub> 10 МПа	δ %	
0,43	800	70	46	16	41	37	13	180
4	"	73	56	12	50	39	10	195
19	"	82	60	9	55	45	8	240
0,52	1050	70	50	8	71	53	7	221
5,3	"	75	54	6	73	52	5	236
15	"	87	59	6	83	58	6	274

бидов, следовательно, согласно диаграммы (рис.3.19) область превращения ( $\gamma \rightarrow \Pi$ ) по сравнению с уже приведенной диаграммой (рис.3.21) перемещается влево. Ускоренное превращение при температуре аустенизации 800°C объясняется наличием нерастворимых карбидов, которые служат дополнительными центрами превращения.

Сравнение микроструктур образцов с разными скоростями охлаждения (рис.3.22) показало, что при скорости охлаждения 15°C/сек цементитных выделений меньше, чем при скорости охлаждения 5,3°C/сек и 0,50°C/сек. Соответственно меняется размер бывшего аустенитного зерна. С повышением скорости охлаждения от 0,43°C/сек до 19°C/сек увеличивается предел прочности на 150 МПа в продольном и на 120 МПа в поперечном направлениях. Предел текучести возрастает на 120 МПа и 70 МПа соответственно в продольном и поперечном направлении. При этом пластичность с увеличением скорости охлаждения уменьшается. Такое изменение механических свойств хорошо объясняется уменьшением размера бывшего аустенитного зерна и дисперсностью ферритной и цементитной составляющих [91,92]. Однако, надо отметить, что с

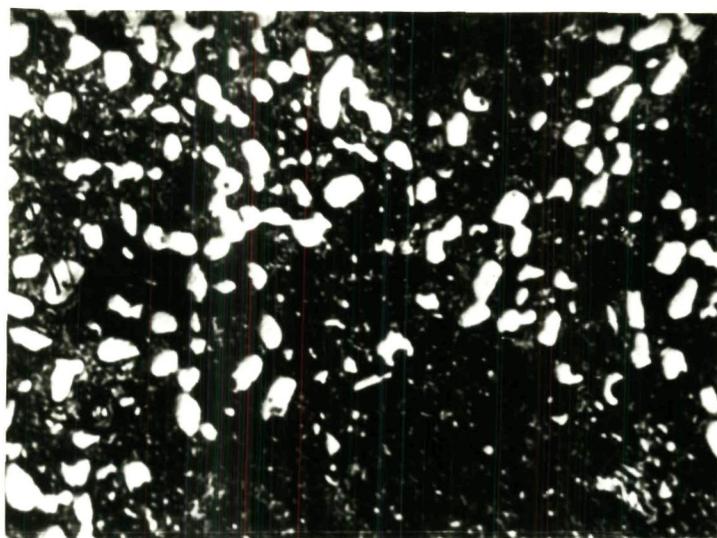


Рис.3.20. Микроструктура булата x450

$$t_{\text{н}} = 800^{\circ}\text{C}$$

$$V = 0,43^{\circ}\text{C}/\text{сек}$$

повышением температуры аустенизации, т.е. растворением вторичных карбидов, разница в прочностных и пластических показателях образцов, изготовленных в продольном и поперечном сечении материала почти не обнаруживается.

В таблице 3.4 и на рис.3.23 даны показатели изменения микротвердости булатных образцов после закалки в зависимости от температуры закалки. Охлаждение в воде при температуре  $700^{\circ}\text{C}$  вызывает уменьшение микротвердости на  $30 \text{ кг}/\text{мм}^2$ , по сравнению с исходным образцом, микротвердость которого составляет  $\sim 180 \text{ кг}/\text{мм}^2$ . Максимальные показатели микротвердости ( $724 \text{ кг}/\text{мм}^2$ ) достигаются при закалке с  $800^{\circ}\text{C}$ , тогда как дальнейшее увеличение температуры закалки сопровождается уменьшением твердости материала, что должно быть связано с частичным растворением вторичных карбидов (рис.3.24 и 3.25) и, следовательно, с увеличением содержания остаточного

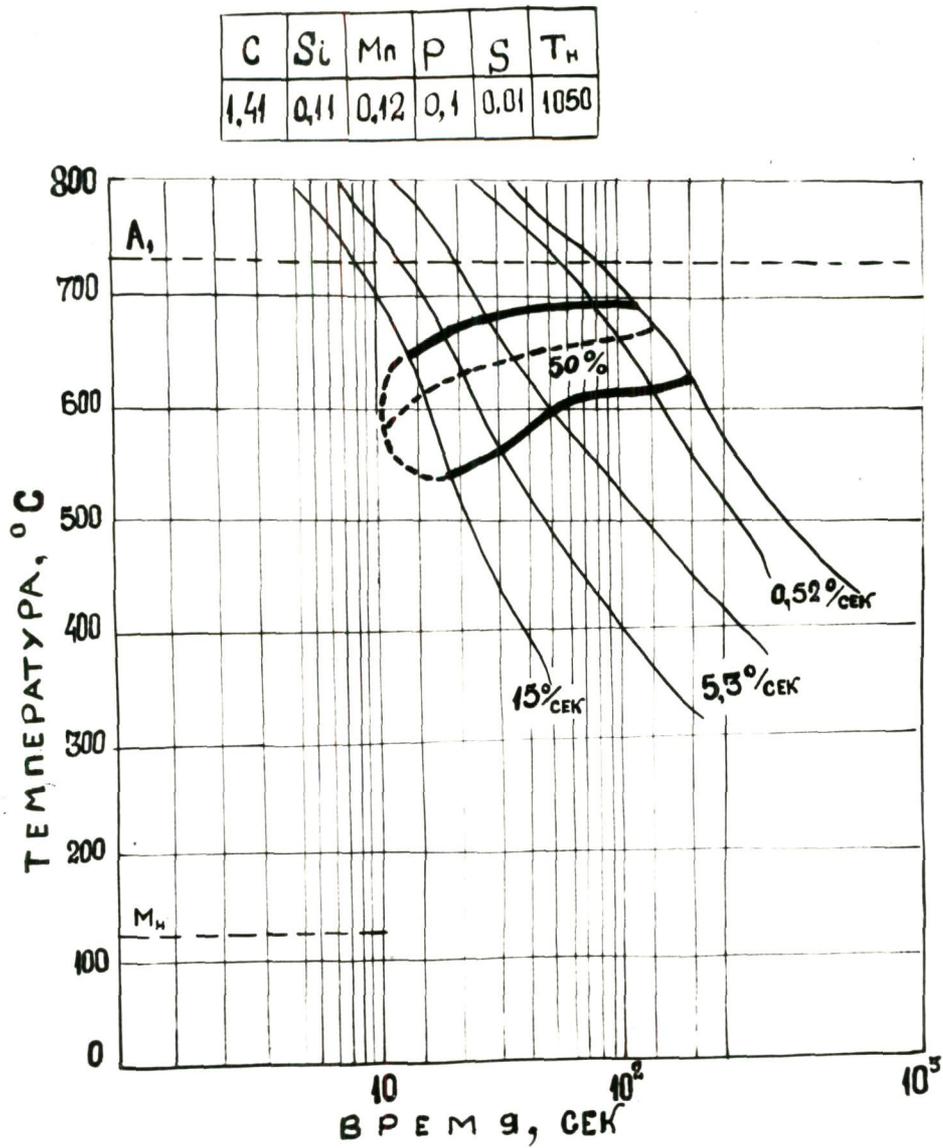


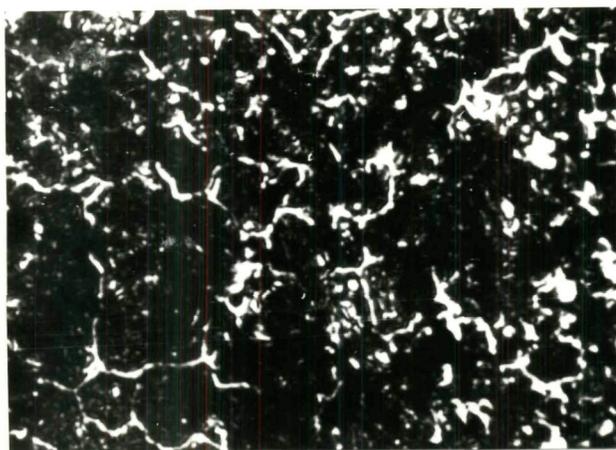
Рис.3.21. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита



а



б



в

Рис.3.22. Микроструктуры булатной стали при разных  
скоростях охлаждения x450  
 $t_H = 1050^{\circ}\text{C}$ , а- $V = 15^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ ,  $\delta$ - $V = 5,3^{\circ}\text{C}/\text{сек}$   
в- $V = 0,52^{\circ}\text{C}/\text{сек}$

Таблица 3.5

Микротвердость булатных образцов после закалки

Температура закалки	700	750	800	900	1000	1100
Нм кг/мм <sup>2</sup>	151	572	724	572	514	512

аустенита [93]. Электронные микрофотографии изломов исходного (рис.3.24) и закаленного (от 850°C) образцов (рис.3.25), свидетельствуют о том, что размеры карбидных включений с повышением температуры закалки уменьшаются от 10 мкм до 0,5 мкм.

При исследовании поверхности закаленных образцов обнаружено наличие в них закалочных трещин (рис.3.26 и 3.27), причиной появления которых следует считать высокое содержание кремния и серы (рис.3.28).

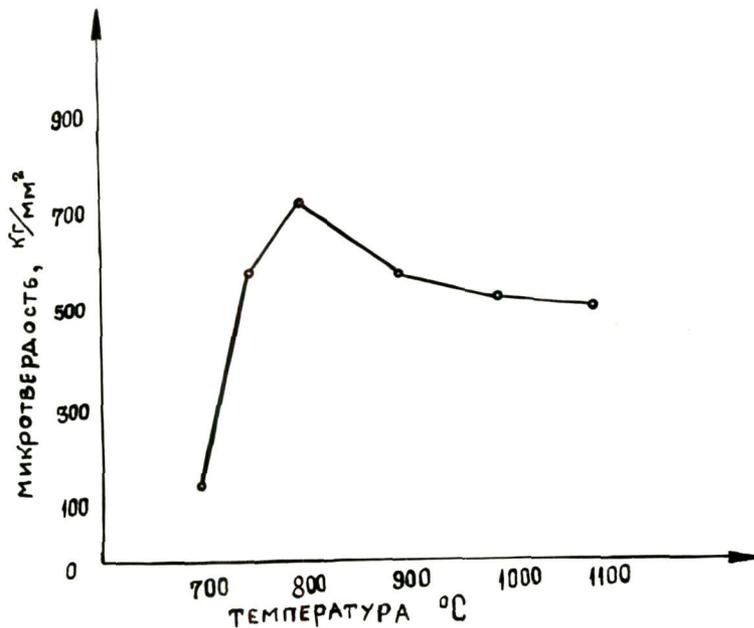


Рис.3.23. Изменение микротвердости булатных образцов в зависимости от температуры закалки

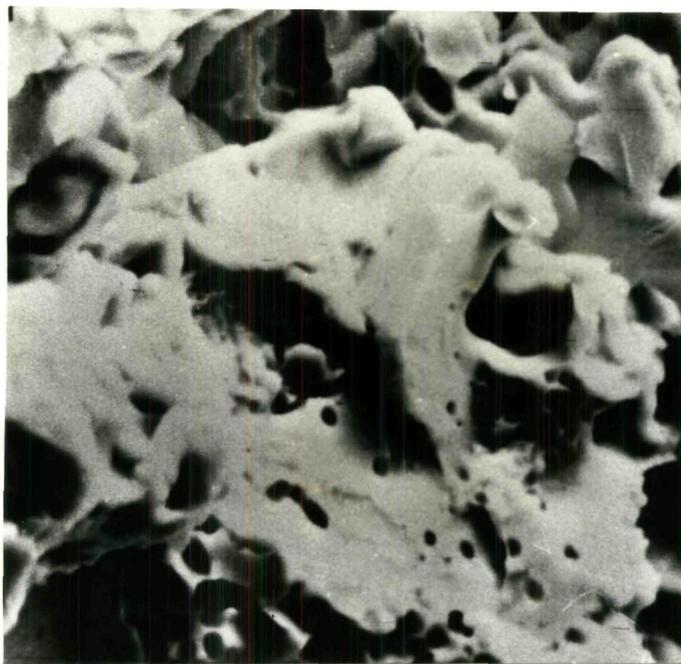


Рис.3.24. Электронная микрофотография излома  
исходного булатного образца x2000

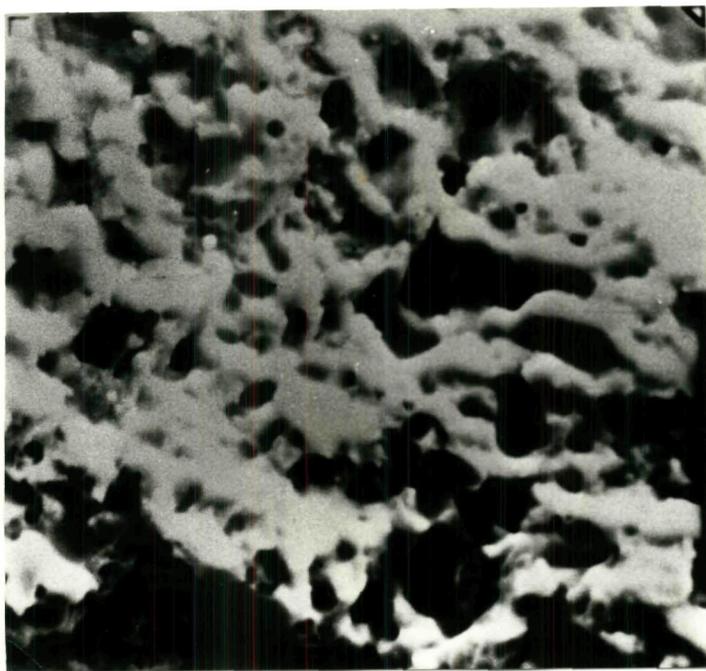


Рис.3.25. Электронная микрофотография излома закаленного  
булатного образца x2000  
 $t_{\text{зак}} = 850^{\circ}\text{C}$

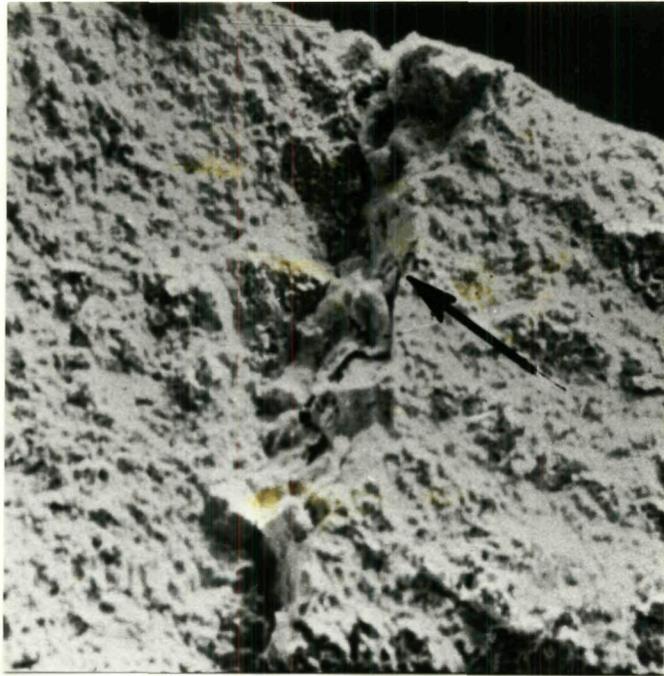


Рис.3.26. Электронная микрофотография закалочной трещины булатного образца x400

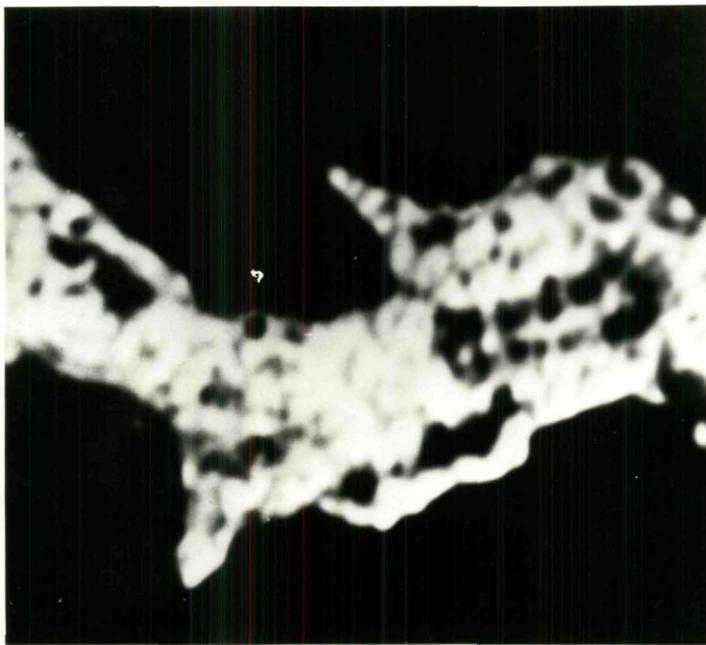
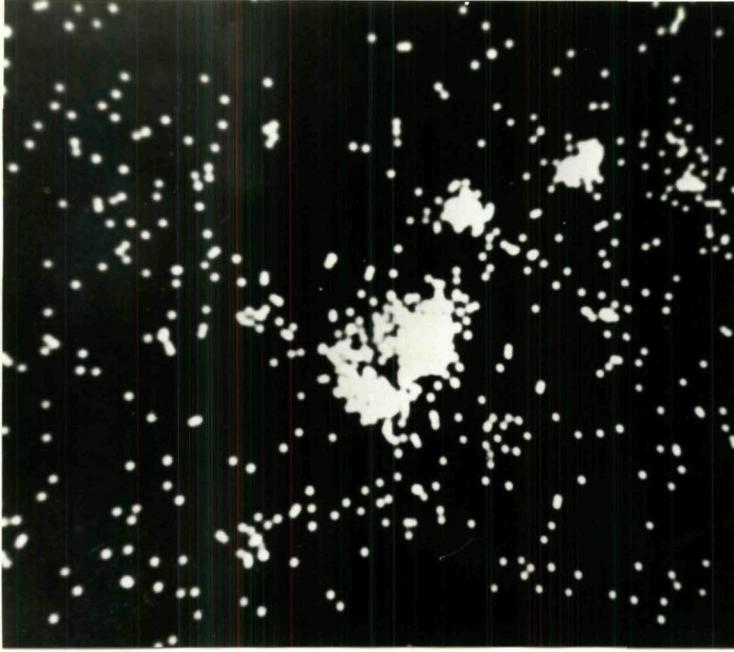
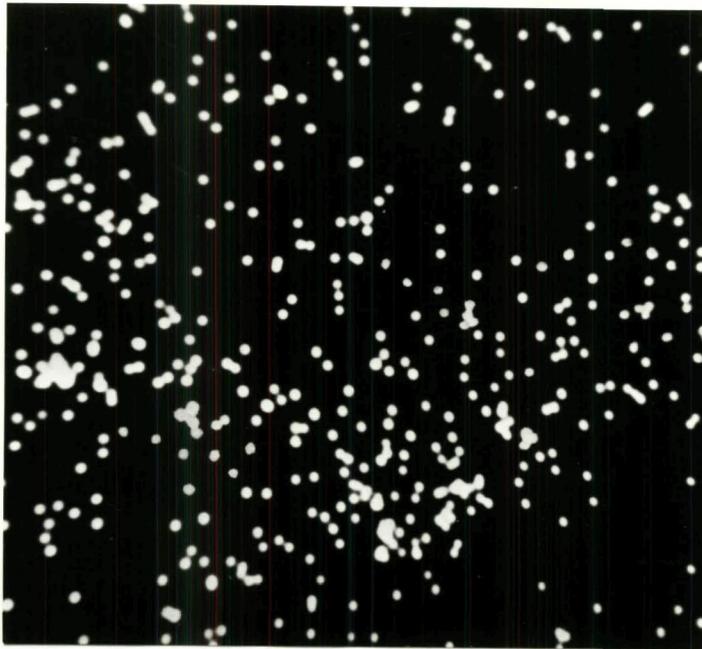


Рис.3.27. Электронная растровая микрофотография закалочной трещины булатного образца в поглощенных электронах. Площадь сканирования 100x100 мкм x800



а



б

Рис.3.28. Электронная растровая микрофотография закалочной трещины булатного образца

а - в характеристических рентгеновских лучах ( $Si-K_{\alpha}$ )

б - в характеристических рентгеновских лучах ( $S-K_{\alpha}$ )

### 3.3. Структурные и морфологические особенности булатных изделий

Исследования микротвердости древних клинков булатного оружия показывают характерное изменение твердости материала. Твердость клинка возрастает от рукоятки к передней части и, как правило достигает максимальной величины у режущей кромки изделия (табл.3.6 и рис.3.29).

Для выяснения причины изменения твердости материала и ее привязки к структуре проводились электронно-микроскопические исследования металлических тонких фольг, которые дают наиболее полную информацию об их структуре [94-97]. В связи с этим важное значение имеет сохранение в фольге исходной структуры массивного образца.

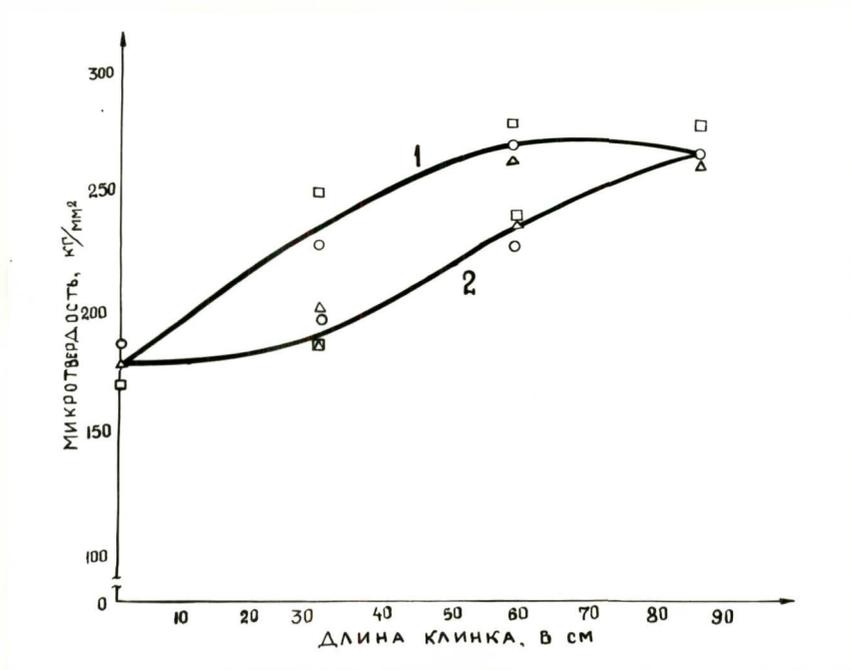


Рис.3.29. Характер изменения микротвердости на поверхности сабли из булатной стали  
1 - режущая часть, 2 - обух  
о - сабля № 1, Δ - сабля № 2, □ - сабля № 3

Просмотр образцов при малых увеличениях показал, что фольги имеют "дырки", наличие которых связано с выпадом вторичных карбидов железа при изготовлении тонких фольг (рис.3.30). Измерение размеров этих "дырок" и размеров карбидов на снимках, полученных на сканирующем микроскопе, показывают идентичность этих величин (рис.3.30 и 3.31). В среднем, размеры карбидов колеблются от 1 до 15 мкм. При более высоких увеличениях в утоненных местах фольги, пригодных для визуального и микродифракционного анализа, можно обнаружить, что основной структурной составляющей для одной партии исследованных сабель является перлит, цементитные пластины которого располагаются на разных расстояниях, т.е. меняется дисперсность феррито-цементитной смеси. Особенностью этой партии объектов является то, что межпластинчатое расстояние у режущей части изделия обычно меньше (0,1-0,2 мкм), чем у обуха и рукоятки (0,4-0,8 мкм), (рис.3.32). В отдельных местах пластины цементита расположены по габитусной плоскости (габитусная плоскость цементита параллельна плоскости фольги), вокруг цементита обнаруживается ферритная "подушка" (рис.3.33). По-видимому, получение такой структуры связано с нагревом изделий до высокой температуры, при которой вторичные карбиды полностью не растворяются (узор не исчезает), но получается сравнительно однородный аустенит. Разность дисперсности у обуха и у лезвия вызвана разностью скоростей охлаждения, следовательно, у кромки микротвердость выше, чем у обуха и у рукоятки. Изучая термокинетическую диаграмму распада переохлажденного аустенита (рис.3.19 и 3.21) и механические свойства булатных образцов при разных скоростях охлаждения и сравнивая их с исходными (табл.3.3 и 3.4), можно предположить, что разные участки изделия охлаждались при разных скоростях - обух  $\sim 3-5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ , а лезвие -  $\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ ; последняя примерно соответствует охлаждению на проточном воздухе.

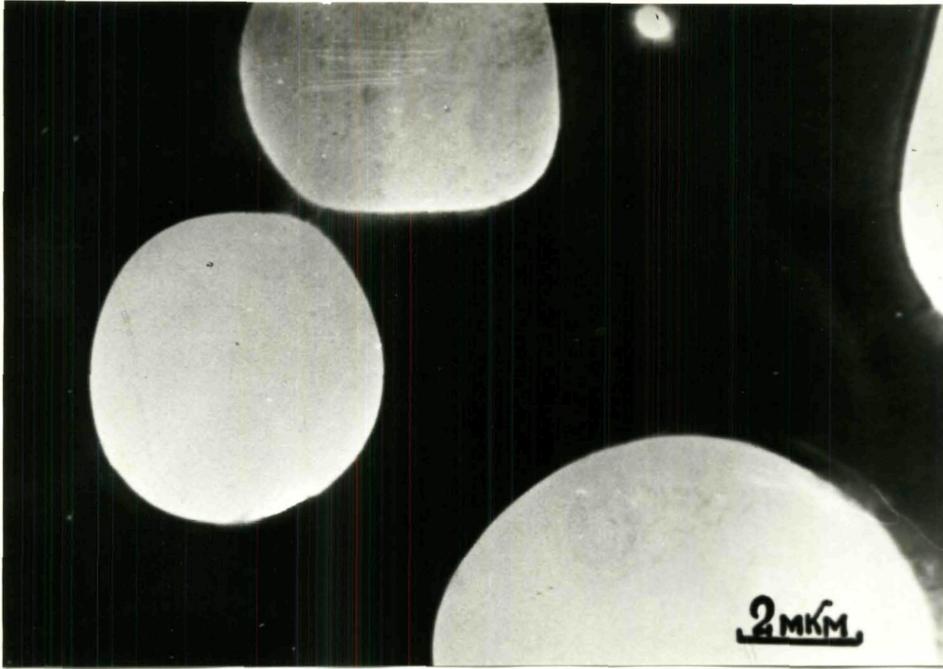


Рис.3.30. Электронная микрофотография цементитных "дырок"

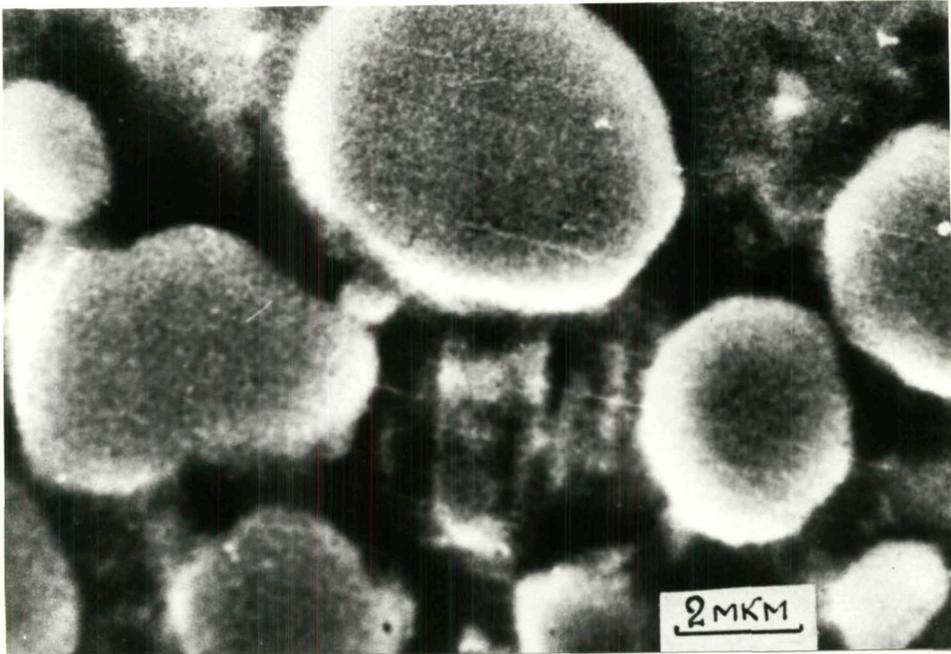
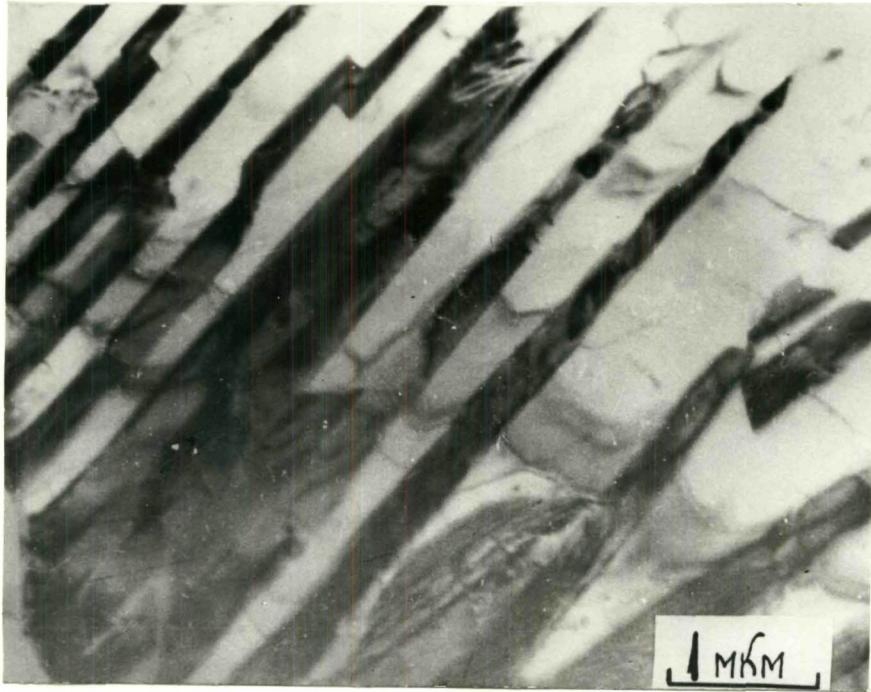
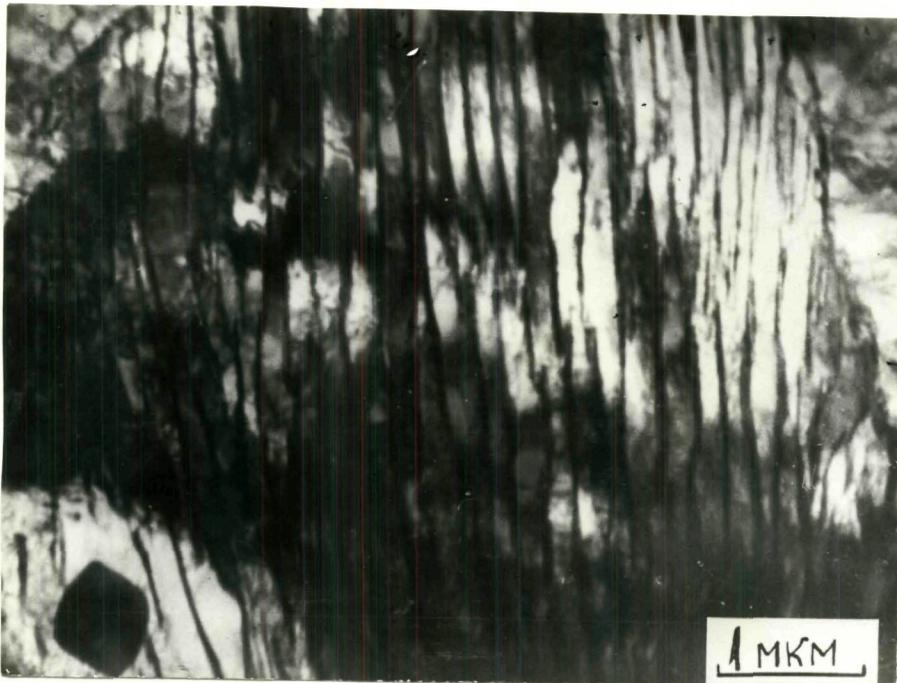


Рис.3.31. Электронная микрофотография булатного образца



а



б

Рис.3.32. Электронные микрофотографии булатной стали  
а - у обуха, б - у кромки лезвия

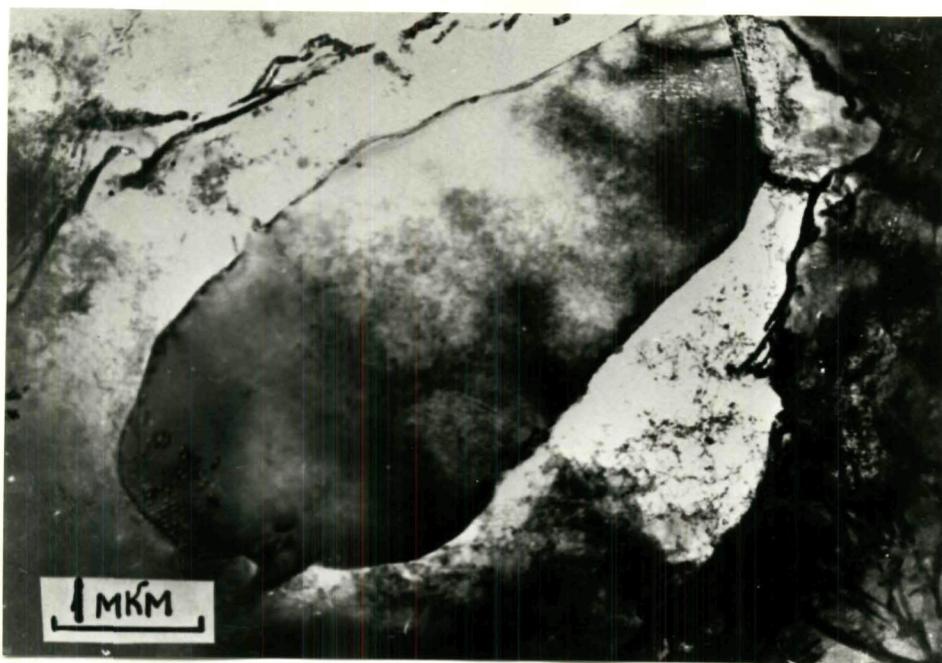
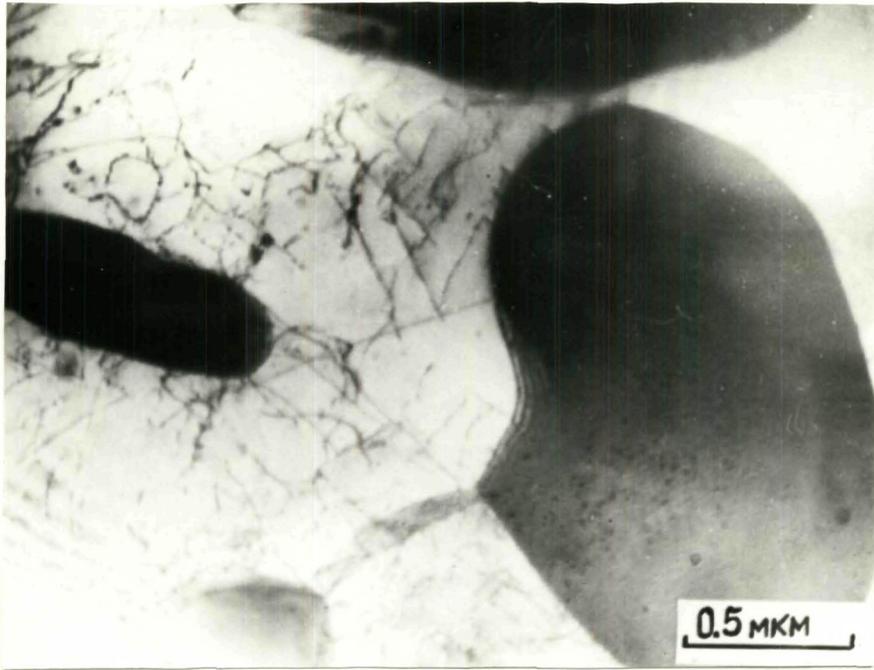


Рис.3.33. Цементитная пластинка на электронной микрофотографии булатной стали

Структура второй группы исследованных материалов характеризуется зернистым перлитом. В этих случаях размер карбидных составляющих соответственно меняется: у передней части лезвия 0,1–0,5 мкм, у рукоятки 0,5–2 мкм (рис.3.34).

В некоторых участках образцов из сабель, структурно принадлежащих этой же группе, обнаруживается отклонение от характерной структуры: у обуха карбиды имеют сравнительно мелкие размеры (0,5–1 мкм), а у кромки они встречаются в виде еще не коагулированных пластинок (рис.3.35). Ввиду того, что форма цементита зависит в основном от температуры нагрева [98], можно предположить, что сабли этой группы обрабатывались при сравнительно низких температурах (700–750°C). При таких температурах образуется неоднородный аустенит, ковка и последующее охлаждение которого обуслав-

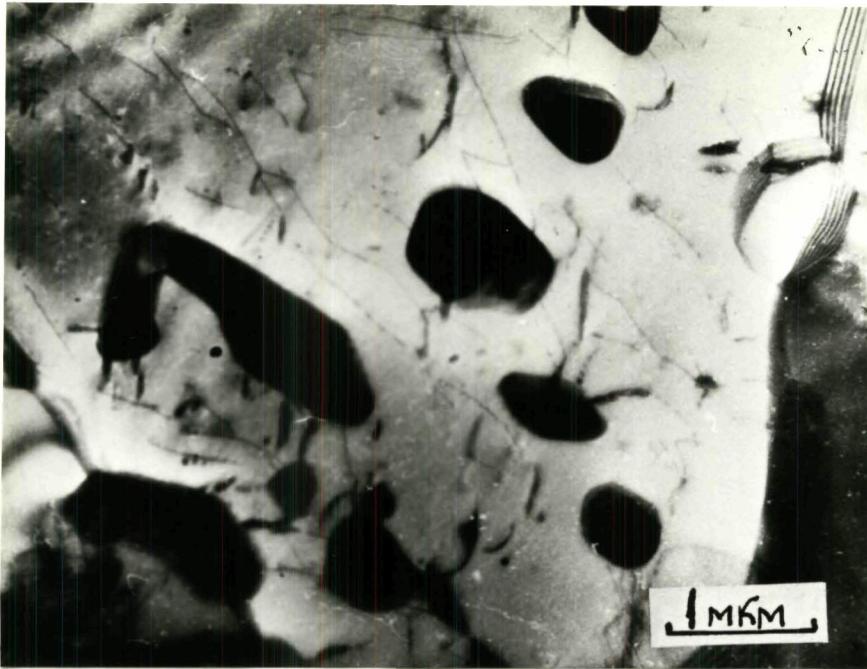


а

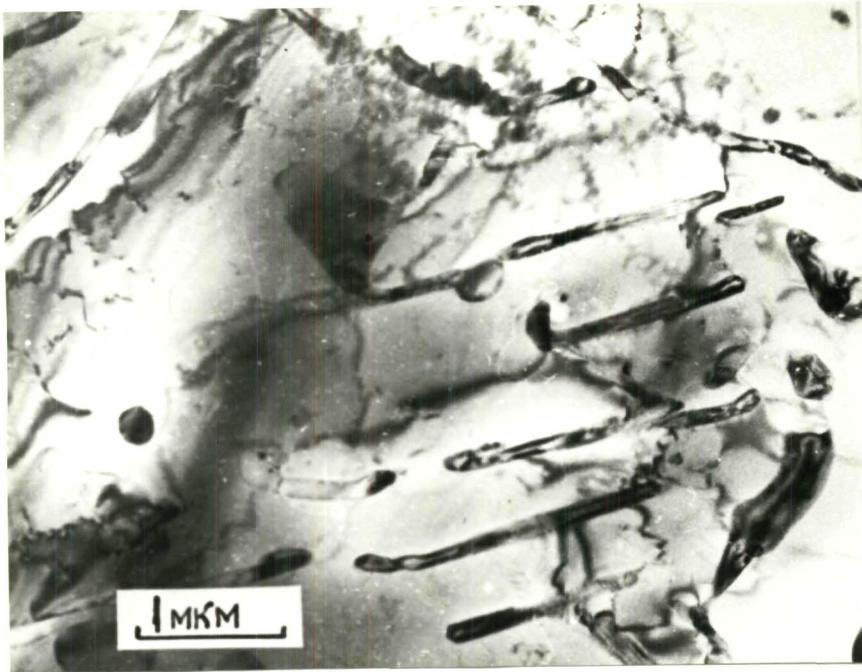


б

Рис.3.34. Электронные микрофотографии булатной стали  
а - у обуха; б - у кромки лезвия



а



б

Рис.3.35. Электронные микрофотографии булатной стали  
а - у обуха; б - у кромки лезвия

ливаает получение зернистого перлита. Разница в размерах цементитных частиц у кромки и у обуха образца, по-видимому, вызвана применением разных скоростей охлаждения в сочетании с неоднородной степенью деформации материала. Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг экспонатов выявило новую, отличающуюся от предыдущих образцов структурную группу. Характерной структурой этой группы является зернистый, почти отоженный перлит у обуха (рис.3.36 а), тогда как у кромки лезвия обнаруживаются следы дефектов холоднойковки - меняется тонкая структура феррита: наблюдается множество экстинкционных контуров с большими плотностями дислокаций (рис.3.36 б). Обнаруживание экстинкционных контуров указывает на увеличение горизонтальной разориентировки.

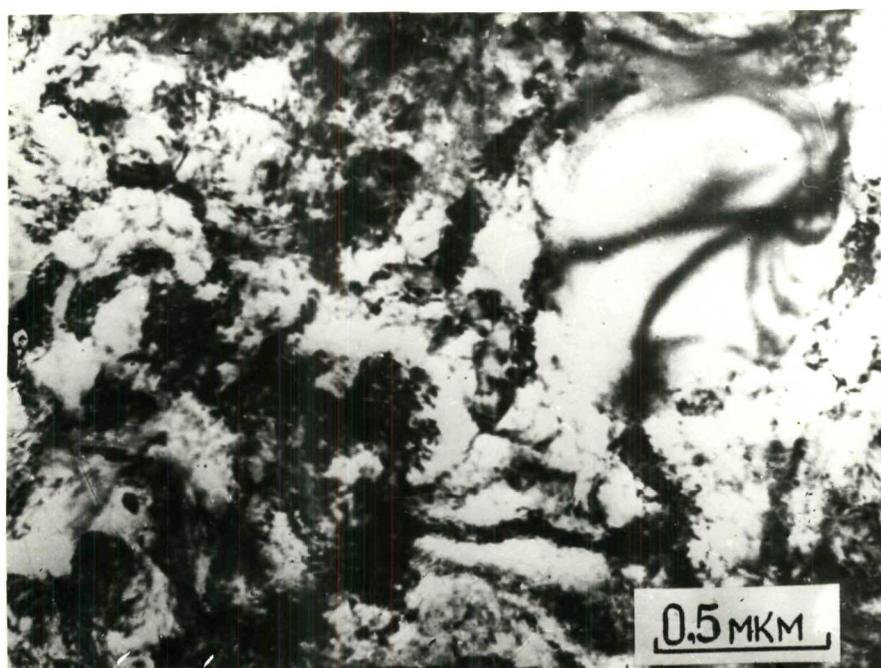
Наряду с экстинкционными контурами в ферритной матрице обнаруживается ячеистая структура (рис.3.37). Это указывает на то, что предшествующая деформация исследуемого образца была неоднородная.

Микродифракционное исследование образцов показывает, что наряду с горизонтальной разориентацией увеличивается азимутальная разориентация, т.е. искривление атомных плоскостей, которое местами достигает  $16-20^{\circ}$  (рис.3.38). В темнопольных изображениях цементита хорошо видны как экстинкционные контуры, так и отдельные дислокации, что говорит о частичном деформировании этой фазы (рис.3.39 а,б). В этих образцах не обнаружены полосы скольжения и следы выхода дислокаций, что указывает на довольно высокую степень деформации исследуемых образцов, в результате чего образование полос скольжения происходит на начальных стадиях деформации.

Изменение твердости изделий от обуха к лезвию хорошо связывается с данными электронномикроскопического исследования. Размер и форма карбидов, очевидно, связаны с температуройковки, выдержки при этой температуре, а также со скоростью охлаждения стали.



а



б

Рис.3.36. Электронная микрофотография булатной стали  
а - у обуха; б - у кромки лезвия

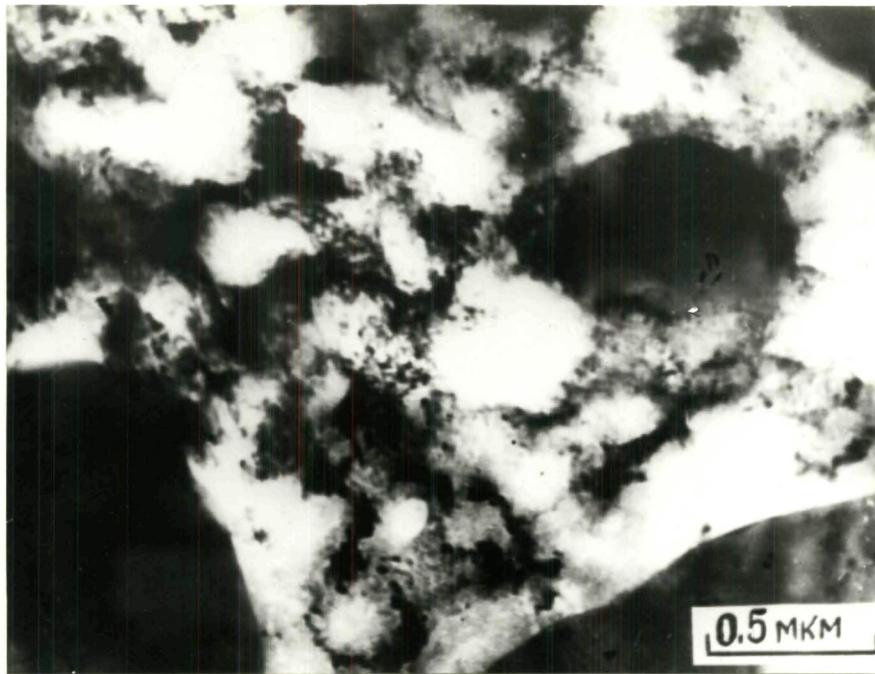


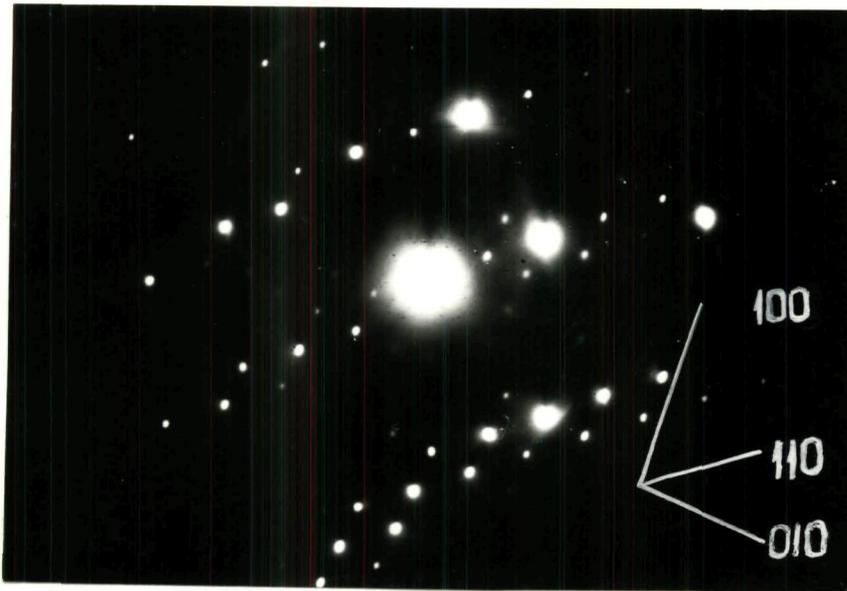
Рис.3.37. Электронная микрофотография булатной стали



Рис.3.38. Микродифракционная картина ферритной фазы



а



б

Рис.3.39. а - Электронная микрофотография булатной стали,  
б - Микродифракционная картина того же участка,  
фаза  $Fe_3C$  ; 0.3 [001]

Электронномикроскопическое исследование булатных образцов выявило преимущественно сфероидальную форму вторичных карбидов ( $\phi$  I–I5 мкм), которые в направлении деформации образуют фиксированные колонны (рис.3.40), однако, в локальных местах изделия наблюдается их скопление (рис.3.41, 3.42). Эти карбиды располагаются на сравнительно прочной основе ( $\sigma_B \approx 850$  МПа) и, вследствиековки с последующей заточкой, неоднократно выходят на режущую кромку оружия (рис.3.43). Следовательно, возникает микроскопическая композиционная пила, которая обуславливает высокую износостойкость и режущую способность оружия.

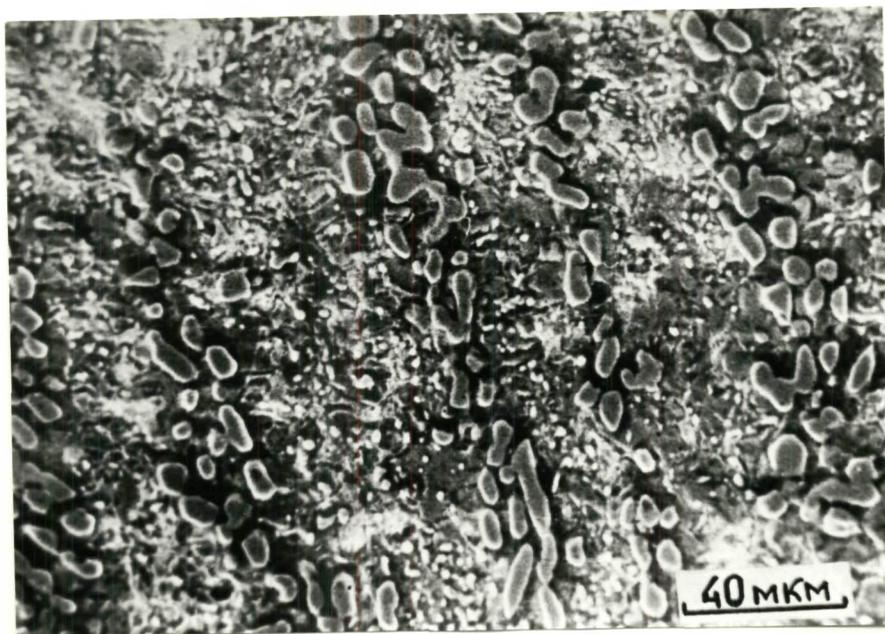


Рис.3.40. Электронная микрофотография поверхности булатной стали

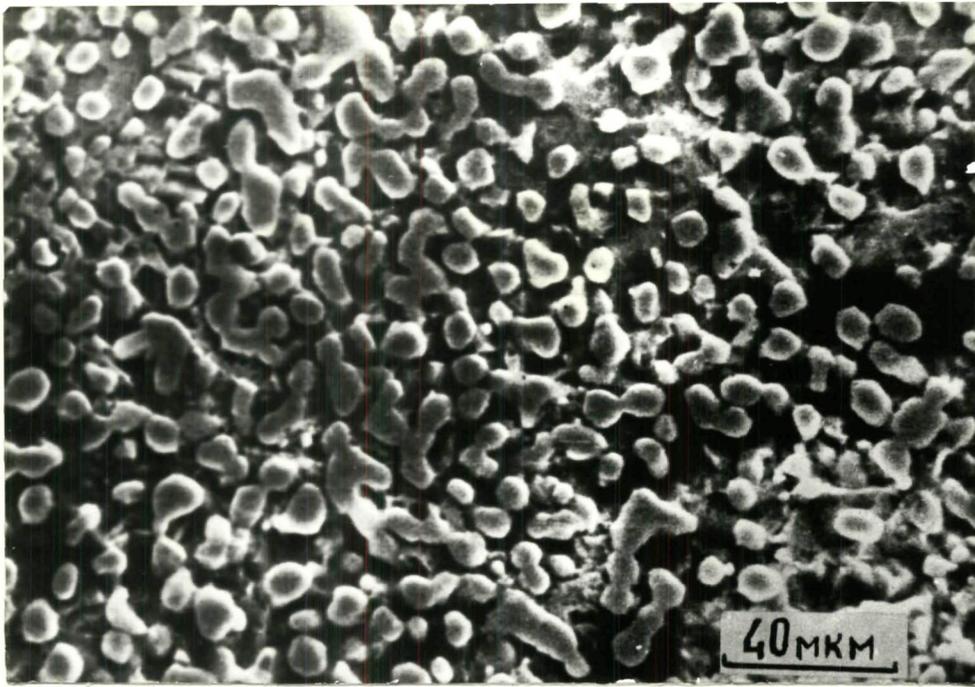


Рис.3.41. Электронная микрофотография поверхности  
булатной стали

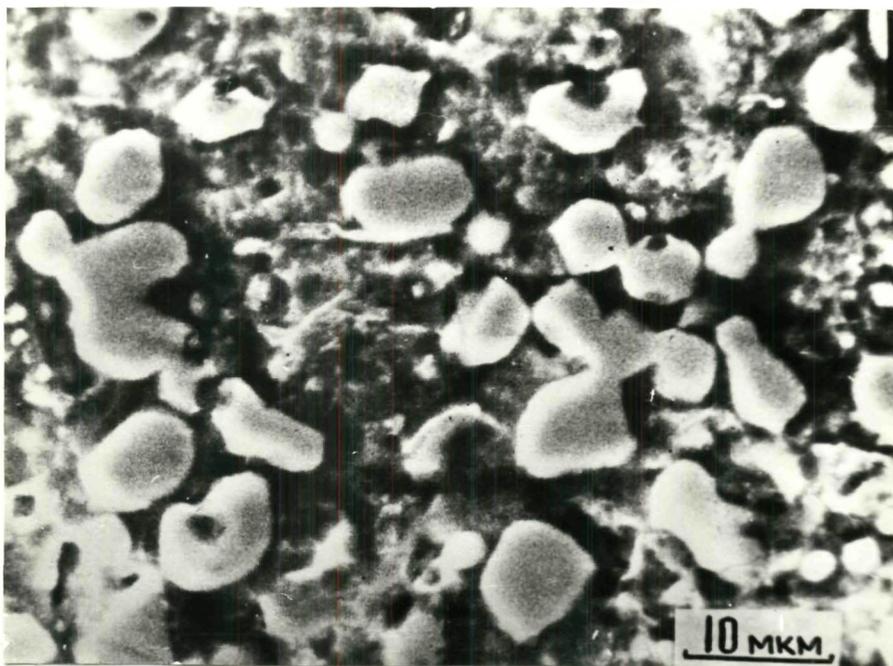


Рис.3.42. Электронная микрофотография поверхности  
булатной стали

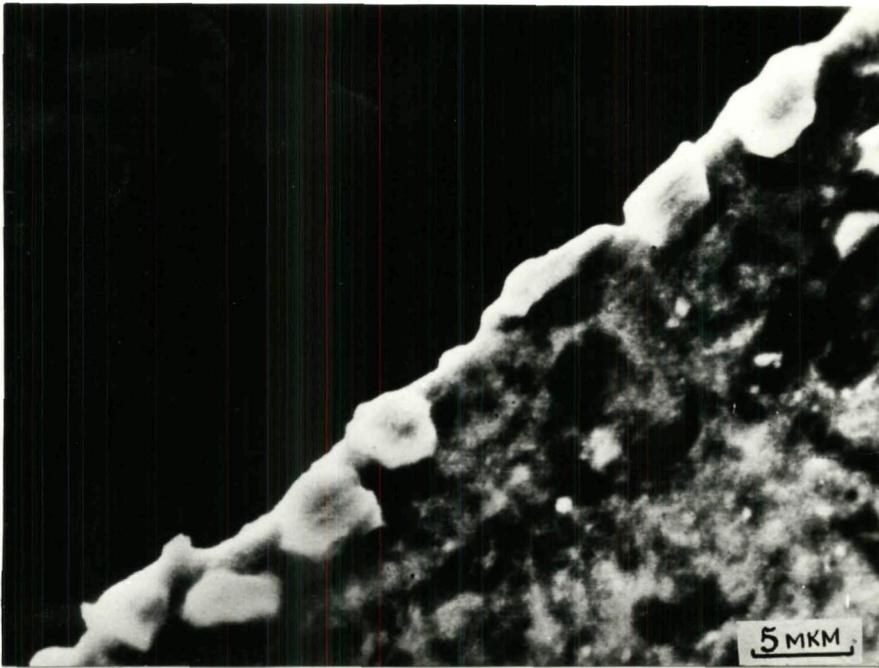


Рис.3.43. Электронная микрофотография режущей кромки булатного оружия

Таблица 3.6

Изменение микротвердости по длине клинка

№ п/п	Расстояние от рукоятки	Микротвердость	
		у обуха	у кромки лезвия
1	0	190	190
	30	200	230
	60	235	270
	90	270	270
2	0	180	180
	30	190	205
	60	240	265
	90	265	265
3	0	170	170
	30	190	255
	60	245	280
	90	280	280

## В ы в о д ы

1. Установлено, что основной операцией при изготовлении булатного изделия является свободная ковка (вытяжка) в определенном температурном режиме с последующей шлифовкой и травлением готовой продукции.

2. Установлено применение высокоуглеродистой стали (С-1,0÷ 1,6% по массе) для изготовления булатных изделий, в которых характерный узор обусловлен полосчатым распределением вторичных карбидов железа на фоне распада аустенита.

3. Доказано, что разновидности булатных узоров - полосчатый, волнистый и коленчатый - определяются процессами специальнойковки при определенном температурном режиме и, следовательно, своеобразным распределением вторичных округлых карбидных полос.

4. Изучены структура и механические свойства булатных изделий. Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита при разных температурах аустенизации.

5. Установлена закономерность изменения микротвердости на поверхности режущей части сабельных клинков, характер изменения прочностных и пластических свойств материала в зависимости от технологии его изготовления. Исключена закалка булатной стали.

6. Установлено, что комплекс высоких механических свойств булатного материала обусловлен применением сложной технологии его изготовления, основными показателями которой является оптимальное содержание углерода, наклепанная матрица, своеобразная композиционная пила из-за выхода при ковке и заточке округлых или огранных карбидов к кромке лезвия. Все это обеспечивает упругость, износостойкость, пластичность и режущую способность булатного оружия.

#### 4. МЕХАНИЗМ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ БУЛАТНОЙ СТРУКТУРЫ

##### 4.1. Зависимость скорости охлаждения слитка и температурного режимаковки на формирование булатной структуры

Большинство исследователей считают, что основным фактором получения булатной структуры является медленное охлаждение слитка [2-5, 31, 56-59, 70]. Отрицательные результаты в получении булатной стали объясняются сравнительно быстрым охлаждением, высокой температуройковки или недостаточной чистотой шихтовых материалов [2-5, 31, 56].

Для подтверждения этих выводов сталь № 4 (табл. 4.1) после расплавления разделяли на две части и охлаждали со скоростью  $0,1^{\circ}/\text{сек}$  и  $0,5^{\circ}/\text{сек}$ .

Сравнение микроструктур образцов, охлажденных при этих скоростях в недеформированном состоянии (рис. 4.1 и 4.2), показывает, что понижение скорости остывания слитка значительно меняет размер бывшего аустенитного зерна ( $\sim 300$  мкм для слитка, остывавшего со скоростью  $0,5^{\circ}/\text{сек}$ , и  $\sim 800$  мкм для слитка, остывавшего со скоростью  $0,1^{\circ}/\text{сек}$ ). Установление размера бывшего аустенитного зерна производилось с помощью заэвтектоидного цементита, выделявшегося в виде сетки.

Изменение профиля слитков производили ковкой, как вручную, так и с помощью пневматического молота; при этом основной операцией являлась вытяжка. Степень деформации проковки измерялась на основе расчета уменьшения поперечного сечения согласно выражению  $\varepsilon = \frac{F_H - F_K}{F_H} \cdot 100$ , где  $F_H$  и  $F_K$  - площади поперечного сечения до и послековки. Режимковки испытываемых слитков приведен в таблице 4.2.

Микроструктурные исследования прокованных образцов при темпе-

Таблица 4.1

Химический состав и скорости остывания слитков нами  
выплавленных сталей (% по массе)

№№ пп	C	Mn	Si	P	S	Скорость остыва- ния слитков °/сек
1	0,46	0,15	0,19	0,036	0,015	0,1
2	0,62	0,03	0,21	0,025	0,027	0,05
3	0,81	0,41	0,017	0,033	0,023	0,05
4	0,96	0,39	0,014	0,026	0,031	0,1; 0,5
5	1,04	0,81	0,59	0,031	0,024	0,1; 0,5
6	1,19	0,74	0,55	0,032	0,026	0,1; 0,5
7	1,22	0,41	0,39	0,035	0,021	0,1; 0,5
8	1,29	0,27	0,15	0,035	0,024	0,05
9	1,29	0,03	0,04	0,036	0,012	0,05
10	1,54	0,27	0,11	0,031	0,019	0,1; 0,5
11	1,66	0,41	0,26	0,031	0,018	0,1; 0,5
12	2,36	0,61	0,17	0,036	0,019	0,05

ратуре 700°C показали, что при низкой степени обжатия (40 %) цементитная сетка еще не раздроблена полностью и получается грубая структура (рис.4.3 а). Сравнительно равномерное распределение карбидов достигается в результате значительной деформации (80 %) (рис.4.3 б). Однако при такой деформации все еще сохраняется скопление карбидов и наблюдается резко выраженная полосчатость; расстояние между отдельными полосами составляет 200-400 мкм, т.е. наблюдается невооруженным глазом. Поэтому на микрошлифах после такой обработки виден булатный узор (рис.4.4).

Микро и макроскопический анализ стали № 4 того же химического состава, но остывавшей со скоростью 0,5°/сек, показывает, что после

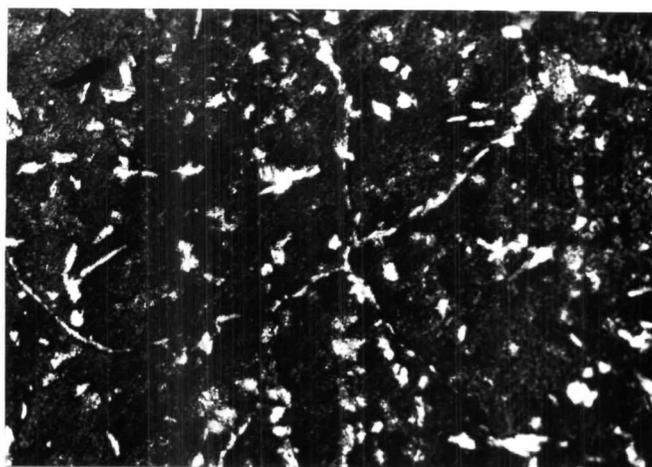


Рис.4.1. Микроструктура литой стали № 4.

Скорость остывания  $0,1^{\circ}/\text{сек}$

x60

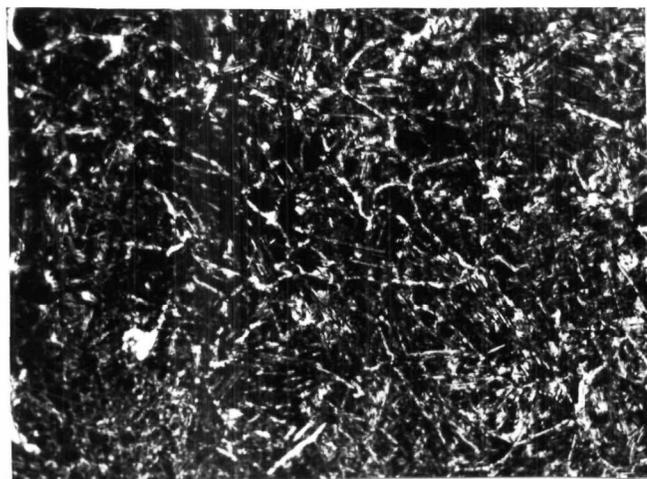


Рис.4.2. Микроструктура литой стали № 4.

Скорость остывания  $0,5^{\circ}/\text{сек}$

x60

Таблица 4.2

Температурные интервалы начало-конецковки

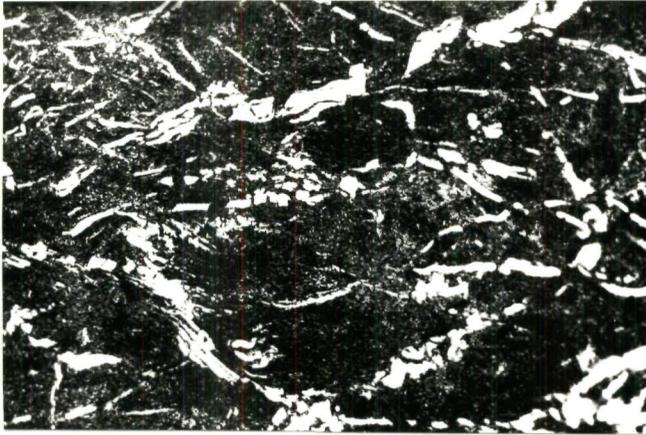
Варианты	Температура началаковки °C	Температура концаковки °C	Примечание
I	650	550	Образовались трещины
II	700	600	—"
III	750	600	Трещины не образовались
IV	800	650-600	—"
V	850	650	—"
VI	900	700	—"
VII	1000	700	—"

деформации  $\epsilon \approx 80\%$  достигается относительно равномерное распределение карбидов, и при этом расстояние между полосами не превышает 200 мкм (рис.4.5), поэтому на макрошлифах узор не наблюдается.

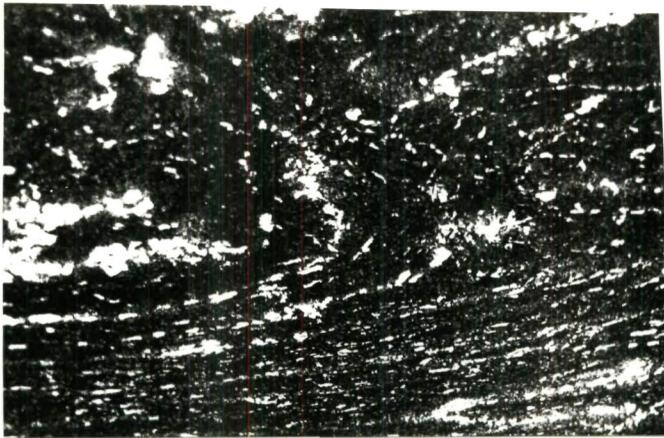
Таким образом, медленное остывание слитка, для получения бывшего аустенитного зерна с размером больше 500 мкм, является необходимым условием для получения булатного узора.

Как известно [68], эвтектоидные карбиды, находящиеся в перлите, относятся к растворимым карбидам и при  $\Pi \rightarrow A$  превращении переходят в раствор. Дальнейший нагрев  $> A_{c1}$ , в результате увеличения растворимости углерода в аустените, приводит к растворению и вторичных карбидов. Следовательно, температураковки должна повлиять на карбидную полосчатость структуры. На рис.4.6 а и б показаны микроструктуры стали № 4.

Из сравнения рис.4.3 и 4.6 можно заключить, что раздробление карбидной сетки, ее вытягивание вдоль направленияковки, активный процесс коагуляции отдельных карбидов и их равномерное распределе-



а



б

Рис.4.3. Микроструктура стали № 4

х60

$V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ/\text{сек}$ ,  $t_{\text{к}} = 700^\circ\text{C}$ , а -  $\epsilon \approx 40\%$ , б -  $\epsilon \approx 80\%$

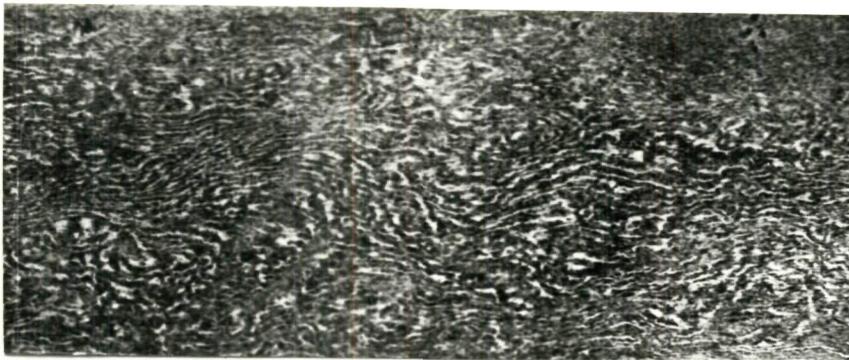


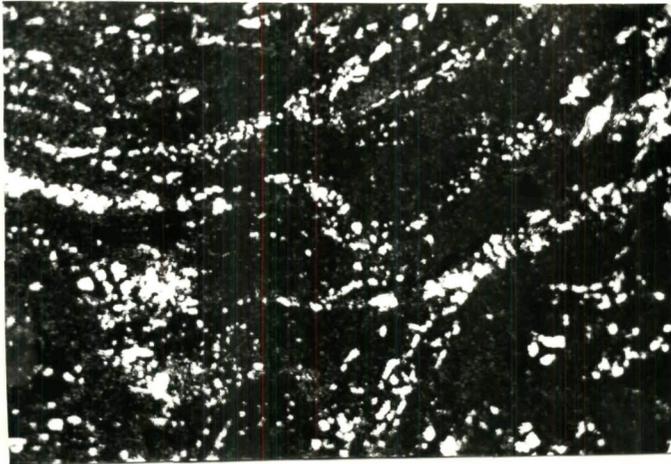
Рис.4.4. Макроструктура стали № 4

х3

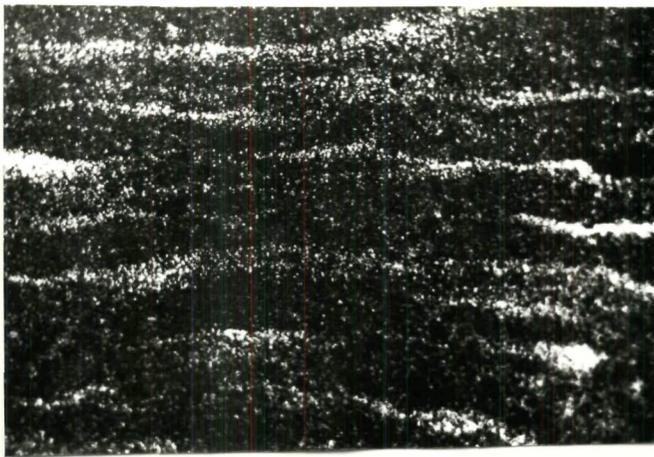
$V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ/\text{сек}$ ,  $\epsilon \approx 80\%$ ,  $t_{\text{к}} = 700^\circ\text{C}$



Рис.4.5. Микроструктура стали № 4 x60  
 $V_{\text{ост.}} = 0,5^\circ/\text{сек}, t_{\text{к}} = 800^\circ\text{C}, \varepsilon \approx 80 \%$



а



б

Рис.4.6. Микроструктура стали № 4 x60  
 $V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ/\text{сек}, t_{\text{к}} = 800^\circ\text{C}$   
а)  $\varepsilon \approx 40 \%$ , б)  $\varepsilon \approx 80 \%$

ние в структуре происходят наиболее интенсивно при температурековки  $\sim 800^{\circ}\text{C}$ , чем при  $\sim 700^{\circ}\text{C}$ .

Так как полосчатость не исчезает при ковке на  $800^{\circ}\text{C}$ , а расстояние между полосами составляет 200–400 мкм, то на микрошлифах появляется узор, характерный для булатной стали. Дальнейшее повышение температурыковки до  $900^{\circ}\text{C}$  увеличивает пластичность металла и он легко поддается пластической деформации, но в связи с почти полным растворением вторичных карбидов полосчатость не наблюдается, и, следовательно, исчезает узор на макрошлифах.

Таким образом, ковка булатной стали выше температуры  $S_E$  (рис.1.2) вызывает исчезновение узора. Поэтому температураковки и время подогрева поковки выбирается так, чтобы обеспечить высокую деформируемость материала и сохранить структурно-обособленные вторичные карбиды.

Как видно из табл.4.3 и рис.4.8 разница в твердости материала, охлажденного со скоростью  $0,1^{\circ}/\text{сек}$  и  $0,5^{\circ}/\text{сек}$ , сохраняется до температурыковки  $850^{\circ}\text{C}$ . Выше этой температуры твердость выравнивается, и происходит исчезновение булатного узора.

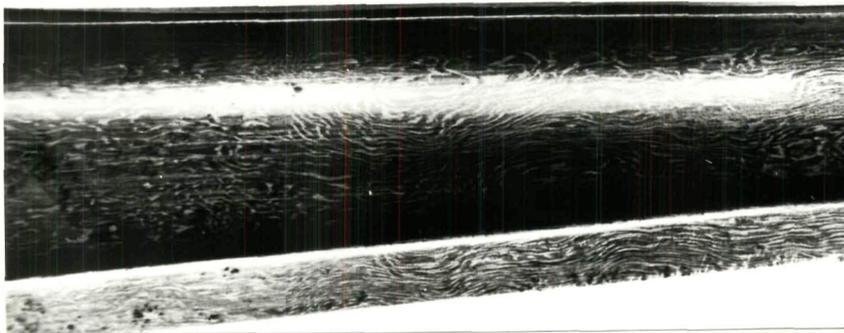


Рис.4.7. Макроструктура стали № 4 x3

$$t_k = 800^{\circ}\text{C}, \quad V_{\text{ост.}} = 0,1^{\circ}/\text{сек}$$

Таблица 4.3

Твердость прокованных образцов стали № 4

№№ ПП	Температура ковки °C	Твердость, кг/мм <sup>2</sup>	
		Скорость остывания слитка	
		0,1°/сек	0,5°/сек
1	650	195	231
2	700	175	220
3	750	157	201
4	800	155	185
5	850	175	174
6	900	187	188
7	1000	203	203

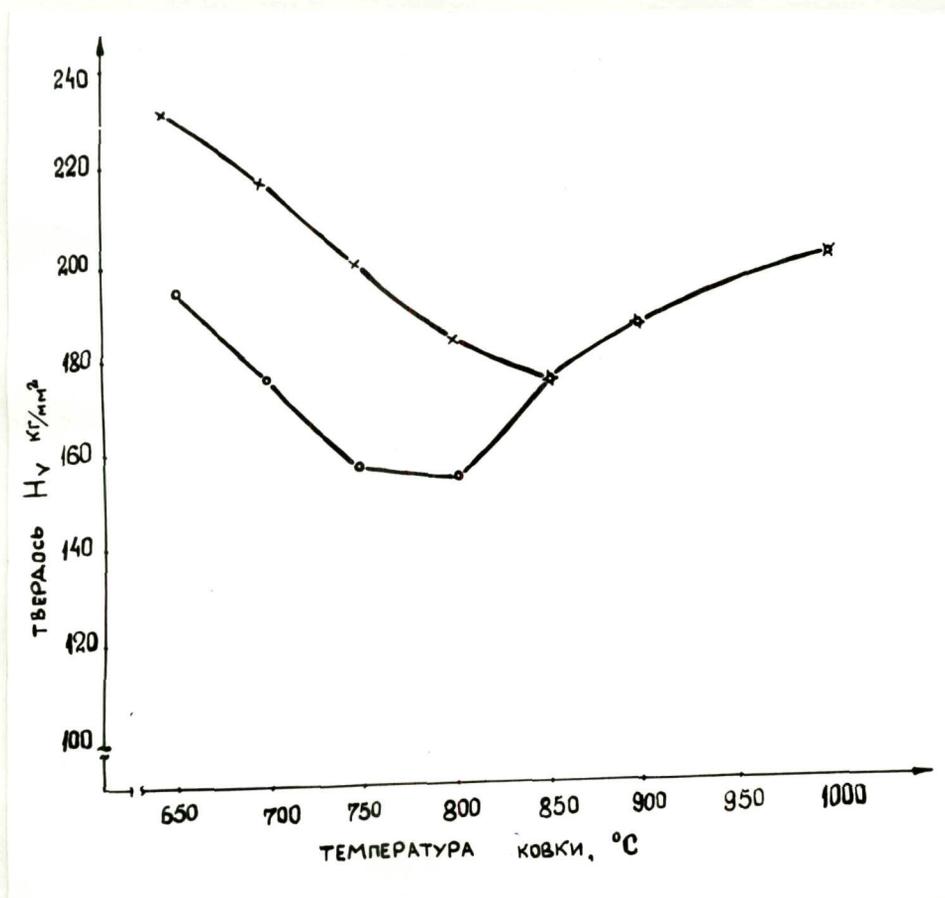


Рис.4.8. Твердость стали № 4

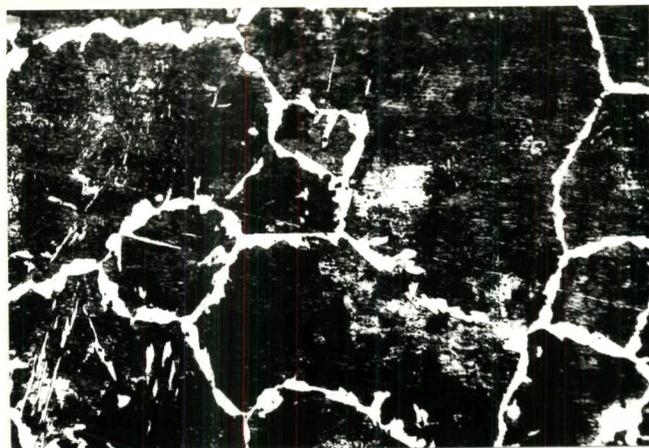
x—x—x скорость остывания слитка 0,5°/сек

o—o—o скорость остывания слитка 0,1°/сек

#### 4.2. Зависимость формирования булатной структуры от количества углерода

В доэвтектоидных сталях наряду с перлитом присутствует отдельная фаза избыточного феррита. Форма и размер выделившегося феррита в основном зависит от режима термической обработки: температуры нагрева и скорости охлаждения. При определенной скорости остывания слитка, из аустенитного состояния феррит зарождается на границах бывших аустенитных зерен и возникает ферритная сетка. Надо отметить, что доэвтектоидная сталь (перлит+ферритная сетка) по своей структуре настолько сходна с заэвтектоидной сталью (перлит+цементитная сетка), что когда химический состав сталей неизвестен, для их различия применяется специальный травитель [92]. При пластической деформации в двухфазной области аустенита и феррита, или  $\langle A_c \rangle$  (рис. I.2), феррит вытягивается вдоль направлений деформации и образует строчечную структуру. Расстояние между отдельными строчками зависит от размера бывшего аустенитного зерна. На рис. 4.9 представлена микроструктура стали № I. Размер бывшего аустенитного зерна составляет  $\sim 800$  мкм (рис. 4.9 а). Ковка с общей степенью деформации  $\sim 80\%$  при  $700^\circ\text{C}$  (рис. 4.9 б) обуславливает получение строчечной структуры, и, следовательно, на макрошлифах появляется видимый невооруженным глазом узор (рис. 4.10).

Уменьшение скорости остывания слитка стали № 2 вызывает увеличение размера бывшего аустенитного зерна до  $\sim 4000$  мкм (рис. 4. II а). При деформации  $\sim 40\%$  (рис. 4 II б) ферритные составляющие не вытягиваются полностью вдоль направленияковки; дальнейшая деформация  $\sim 80\%$  (рис. 4. II в) настолько уменьшает отдельные полосы феррита, что на макрошлифах невооруженным глазом полосчатость не обнаруживается.



а

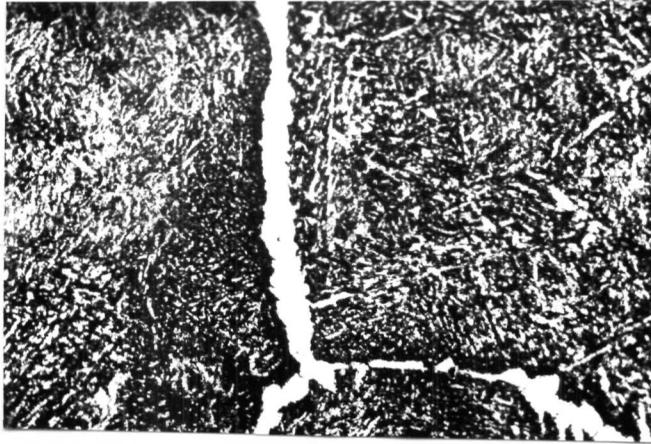


б

Рис.4.9. Микроструктура стали № I  $C = 0,46 \%$  x60  
 $V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ/\text{сек}, t_{\text{к}} = 700^\circ\text{C}$   
а - литая, б -  $\epsilon \approx 80 \%$



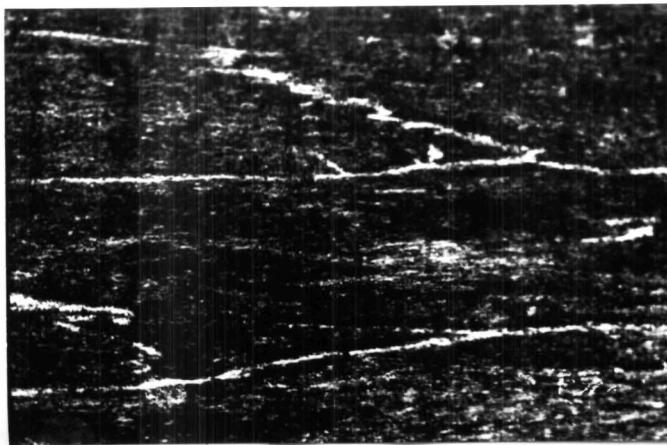
Рис.4.10. Макроструктура стали № I x10  
 $V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ/\text{сек}, t_{\text{к}} = 700^\circ\text{C}, \epsilon \approx 80 \%$



а



б



в

Рис.4.II. Микроструктура стали № 2  $C = 0,62\%$   $\times 60$

$V_{\text{ост.}} = 0,05^\circ\text{C}/\text{сек}$ , а - литая, б -  $\epsilon \approx 40\%$ ,  
в -  $\epsilon \approx 80\%$ ,  $t_K = 700^\circ\text{C}$

В стали № 3 с перлитной структурой при малых увеличениях не наблюдается и направлениековки (рис.4.12).

При содержании углерода в пределах  $0,95 \pm 1,7 \%$  в структурах сталей №4-II появляется вторичный цементит, который при остывании слитка со скоростью  $> 0,1^\circ\text{C}/\text{сек}$  послековки с общей степенью деформации  $\sim 80 \%$  в двухфазной области  $\delta + \zeta$  образует плосчатые крупные карбиды, вследствие чего на макрошлифах выявляется сформированный узор. На рис.4.13 и 4.14 представлены макро и микроструктуры стали № 7. Надо отметить, что с повышением количества углерода возрастает количество карбидов, выделившихся внутри зерен (сталь № II, рис.4.15 а,б), и, следовательно, на макрошлифах узор теряет четкость (рис.4.16).

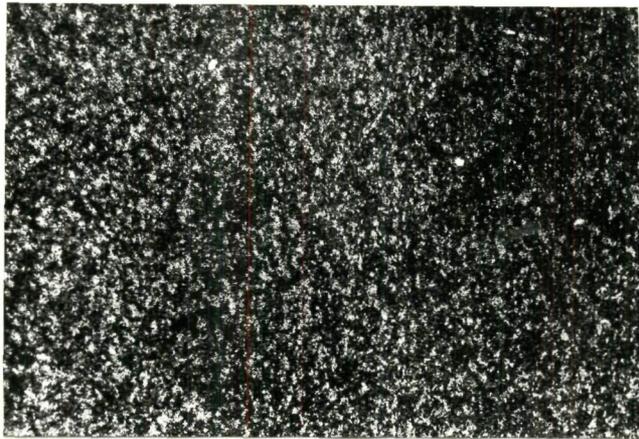
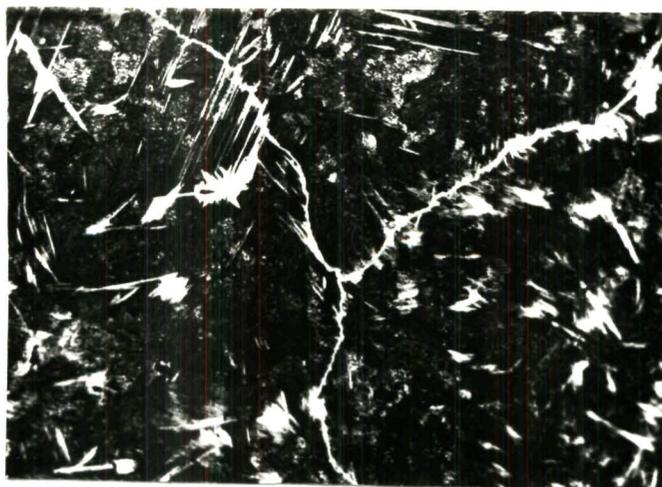
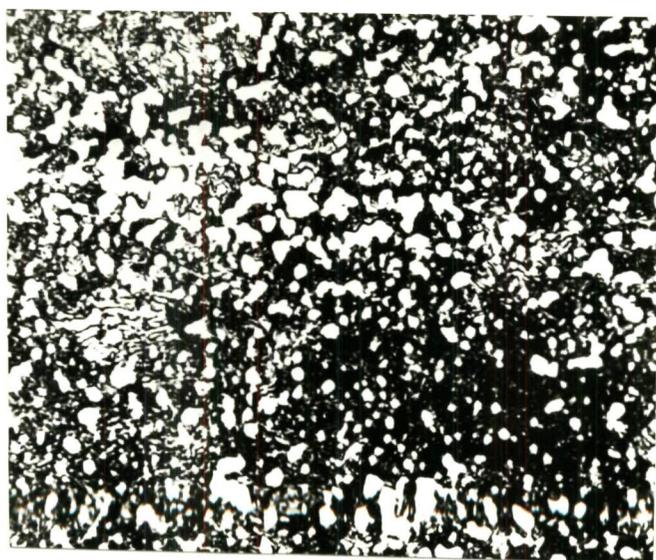


Рис.4.12. Микроструктура стали № 3,  $C = 0,81 \%$ ;  $\times 100$

$V_{\text{ост.}} = 0,05^\circ\text{C}/\text{сек}$ ,  $t_K = 700^\circ\text{C}$ ,  $\varepsilon \approx 80 \%$



а

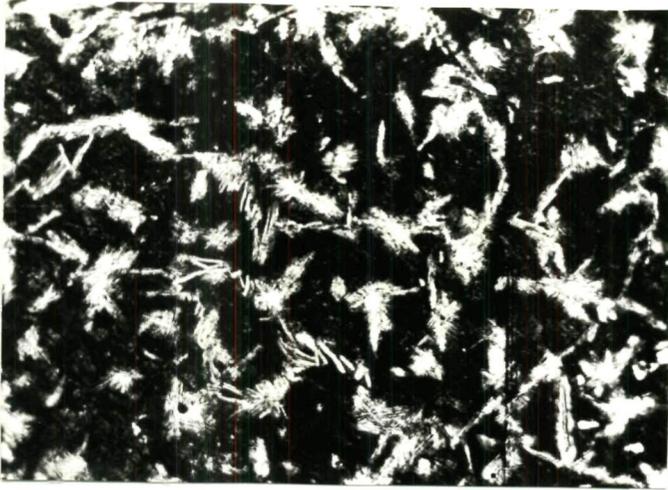


б

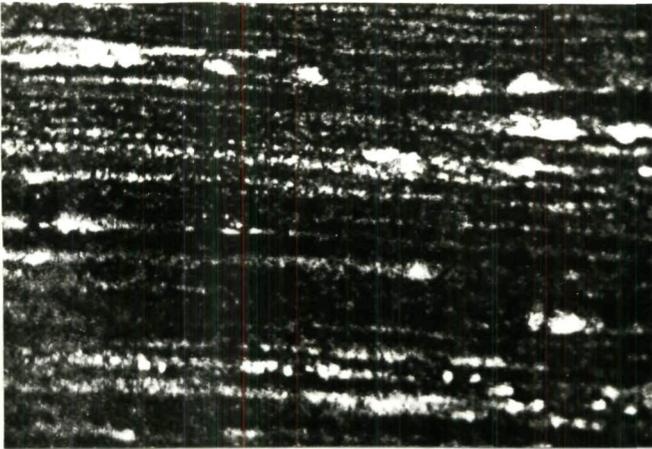
Рис.4.13. Микроструктура стали № 7  $C = 1,22\%$   $\times 500$   
 $V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ\text{C}/\text{сек}$ , а- литая,  $\times 100$ , б-  $\varepsilon \approx 80\%$ ,  
 $t_{\text{к}} = 800^\circ\text{C}$



Рис.4.14. Макроструктура стали № 7  $\times 10$   
 $V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ\text{C}/\text{сек}$ ,  $t_{\text{к}} = 800^\circ\text{C}$ ,  $\varepsilon \approx 80\%$



а



б

Рис.4.15. Микроструктура стали № II;  $C = 1,66\%$   $\times 100$   
 $V_{\text{ост.}} = 0,1^\circ\text{C}/\text{сек}$ , а - литая, б -  $t_K = 800^\circ\text{C}$ ,  
 $\xi \approx 80\%$

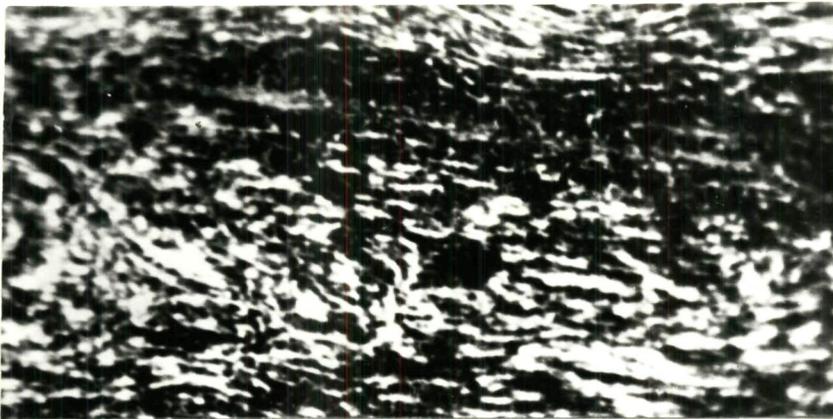


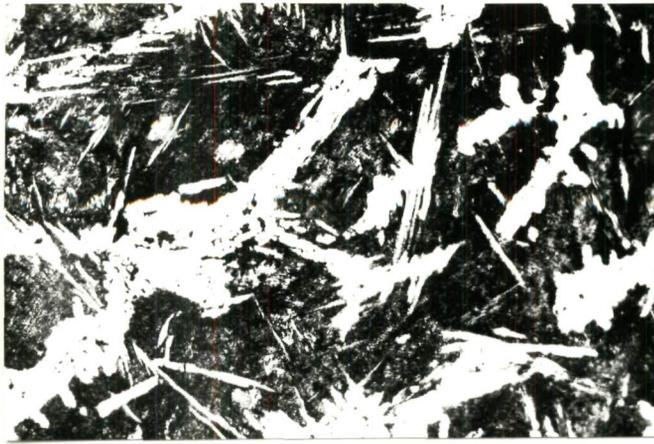
Рис.4.16. Макроструктура стали № II  $\times 10$   
 $t_K = 800^\circ\text{C}$ ,  $\xi \approx 80\%$

Сплав № 12 по своему химическому составу относится к чугунам, в которых углерод находится в связанном состоянии в виде цемента (рис.4.17 а). Чугуны имеют определенные технологические недостатки. К ним, в первую очередь, следует отнести высокую хрупкость, труднодеформируемость и др. Температурный интервал началаковки указанного сплава составлял 800–850°С, а концаковки 700–750°С. Первые удары молота были сравнительно легкими, и одно и то же место подвергалось не более 2–3 ударам с последующими промежуточными подогревами. Высокая хрупкость материала вызвала образование трещин в заготовке, которые увеличивались с увеличением укова. На рис.4.17 б и 4.18 показаны микро и макроструктуры ковального (~ 40 %) чугуна. Трещины на макрошлифах настолько велики, что их можно увидеть невооруженным глазом.

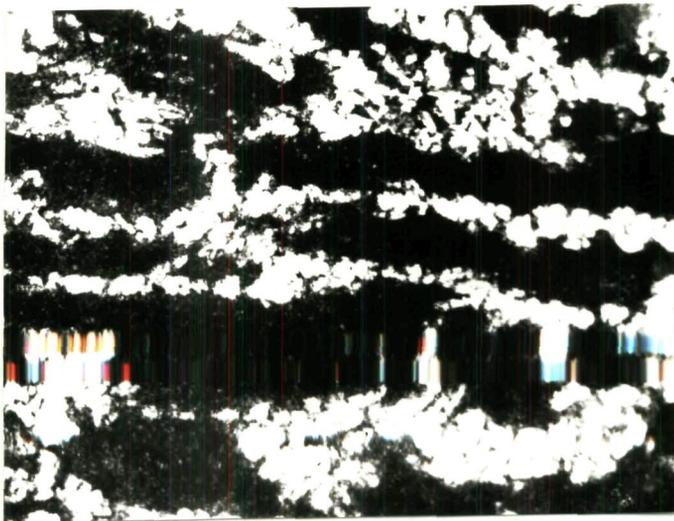
Таким образом, доэвтектоидные стали (С ~ 0,4+0,6 %) с крупным зерном бывшего аустенита, после деформации в двухфазной области, за счет вытянутых строчек феррита, дают видимые невооруженным глазом узоры, которые не являются узорами булатного склада. Сталь № 3 С = 0,81 % со структурой перлита – сравнительно однородная и не склонная к образованию узора.

Оптимальным содержанием углерода для получения материала булатного типа можно считать 0,95–1,7 % по массе. Повышение содержания углерода > 1,7 % ухудшает деформируемость, причем теряется четкость узора на изделиях. Следовательно, наиболее подходящим исходным материалом для получения булата является заэвтектоидная сталь с зерном > 500 мкм.

В таблице 4.4 приведены механические свойства сталей №№ 5,6, 7,10 и II при скоростях охлаждения слитка 0,1°С/сек и 0,5°С/сек. Общая степень деформации составляла ~ 70 %.



а



б

Рис.4.17. Микроструктура сплава № 12;  $C = 2,36\%$   $\times 100$   
 $V_{\text{ост.}} = 0,05^\circ\text{C}/\text{сек}$ , а- литой, б-  $\epsilon \approx 80\%$ ,  $t_K = 800^\circ\text{C}$

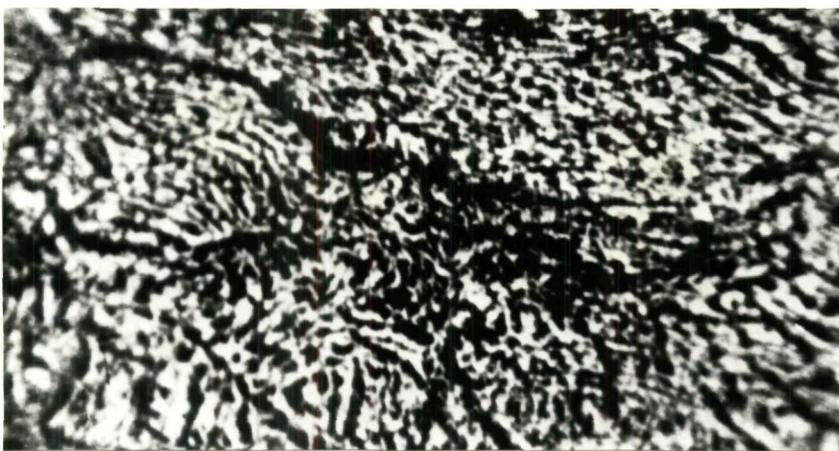


Рис.4.18. Макроструктура сплава № 12  $\times 10$   
 $V_{\text{ост.}} = 0,05^\circ\text{C}/\text{сек}$ ,  $t_K = 800^\circ\text{C}$ ,  $\epsilon \approx 80\%$

Таблица 4.4

Механические свойства различно охлажденных сталей в  
продольном и поперечном направлениях

№№ п/п	Направ- ление	Скорость остывания слитков							
		0,5°/сек				0,1°/сек			
		$\sigma_{02}$ 10 МПа	$\sigma_b$ 10 МПа	$\delta$ %	$\psi$ %	$\sigma_{02}$ 10 МПа	$\sigma_b$ 10 МПа	$\delta$ %	$\psi$ %
5	<u>прод</u>	<u>66</u>	<u>84</u>	<u>20</u>	<u>33</u>	<u>67</u>	<u>80</u>	<u>27</u>	<u>39</u>
	<u>попер</u>	63	79	19	31	61	72	19	36
6	<u>прод</u>	<u>65</u>	<u>82</u>	<u>18</u>	<u>33</u>	<u>65</u>	<u>80</u>	<u>20</u>	<u>39</u>
	<u>попер</u>	63	79	17	29	61	71	18	37
7	<u>прод</u>	<u>65</u>	<u>80</u>	<u>18</u>	<u>31</u>	<u>62</u>	<u>73</u>	<u>21</u>	<u>36</u>
	<u>попер</u>	61	71	15	27	55	70	18	33
10	<u>прод</u>	<u>55</u>	<u>69</u>	<u>18</u>	<u>28</u>	<u>51</u>	<u>65</u>	<u>18</u>	<u>33</u>
	<u>попер</u>	45	62	16	25	43	60	16	31
11	<u>прод</u>	<u>53</u>	<u>67</u>	<u>15</u>	<u>24</u>	<u>50</u>	<u>61</u>	<u>16</u>	<u>30</u>
	<u>попер</u>	44	61	13	21	41	57	14	21

Во всех случаях, независимо от количества углерода, при охлаждении слитка со скоростью 0,1°С/сек пластичность на 5-8 % выше, чем при охлаждении слитка со скоростью 0,5°С/сек, а прочность, наоборот, несколько ниже.

#### 4.3. Зависимость формирования булатной структуры от количества примесей

В древности железо получали прямым восстановлением из руд в сыродутном горне, где создавались условия для восстановления только окислов железа. Пустая порода при этом переходит в шлак. Поэтому современное техническое железо и сталь, получаемые путем пере-

плава, во время которого происходит восстановление примесей и их переход в металл, содержат постоянные примеси (марганец, кремний, сера) в большем количестве, чем археологическое железо и сталь [93-95] .

Для исследования влияния постоянных примесей на структуру стали в тиглях были переплавлены железо "Армко" и археологическое железо после их 40-часовой цементации при  $1150^{\circ}\text{C}$ . В результате были получены соответственно сталь № 8 и сталь № 9. Определение химического состава переплавленных сталей показало их идентичность по углероду. Сталь № 9 от стали № 8 отличается, в основном, содержанием постоянных примесей и характеризуется повышенной чистотой. Металлографическое исследование полученных слитков убеждает, что для стали № 9 в литом состоянии характерны более крупные зерна бывшего аустенита и крупные игольчатые выделения карбидов (рис.4.19 б), чем для стали № 8 (рис.4.19 а). Основным фактором вызывающим разницу между размерами зерен, является чистота стали [96] .

Результаты определения твердости показали, что микротвердость стали № 9 в литом состоянии на 30 единиц ниже, чем стали № 8. Разница в твердости сохраняется и послековки, а при закалке от  $800^{\circ}\text{C}$  на мартенсит, наоборот, микротвердость чистой стали № 9 на 5 единиц выше, чем стали № 8 (табл.4.5).

Различие в твердости объясняется высокой мартенситной точкой и меньшим количеством остаточного аустенита в чистых сплавах по сравнению со сталями технической чистоты [97] .

На рис.4.20 и 4.21 показаны термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита сталей №№ 8 и 9. В этих сталях при охлаждении со скоростями  $0,53-15^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ , основные превращения протекают в ферритно-перлитной области. Однако, при превращении существенного различия не наблюдается.



а



б

Рис.4.19. Микроструктура литой стали: x100

а - сталь № 8 на основе Армко-железа

б - сталь № 9 на основе археологического железа

C	Si	Mn	T <sub>H</sub>
1.29	0.15	0.27	1050

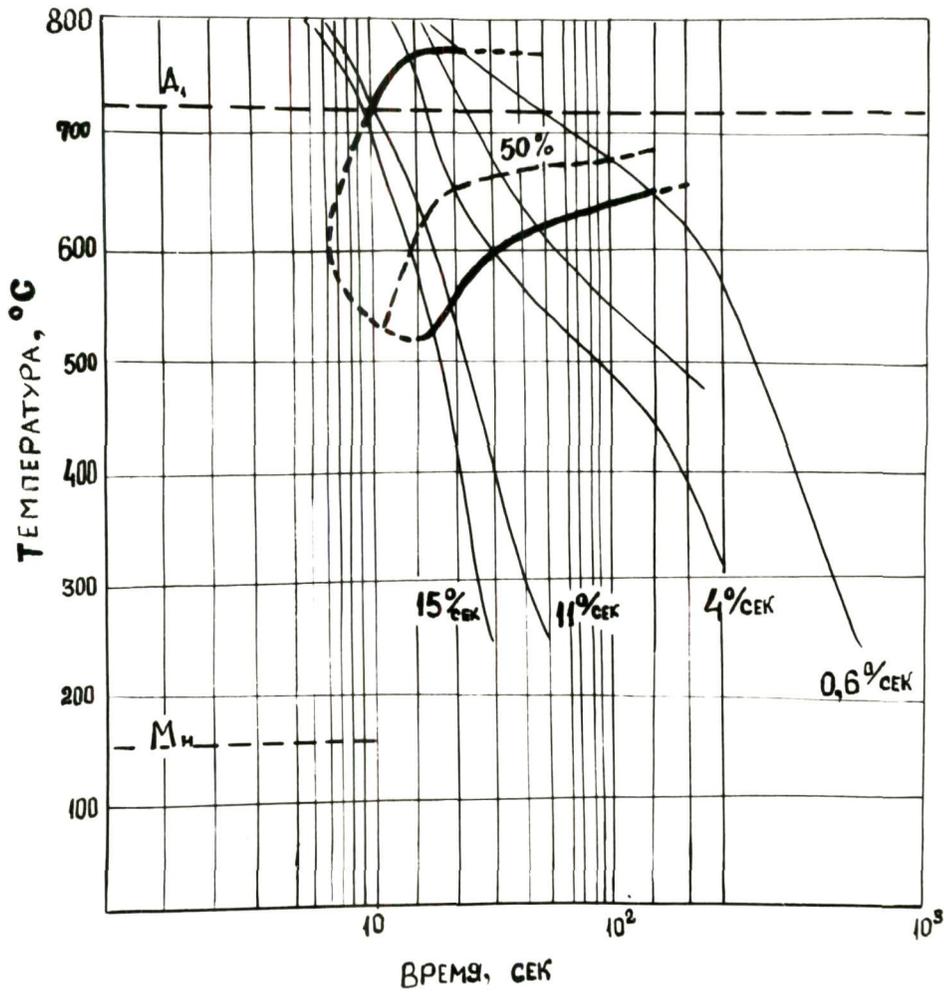


Рис.4.20. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали № 8

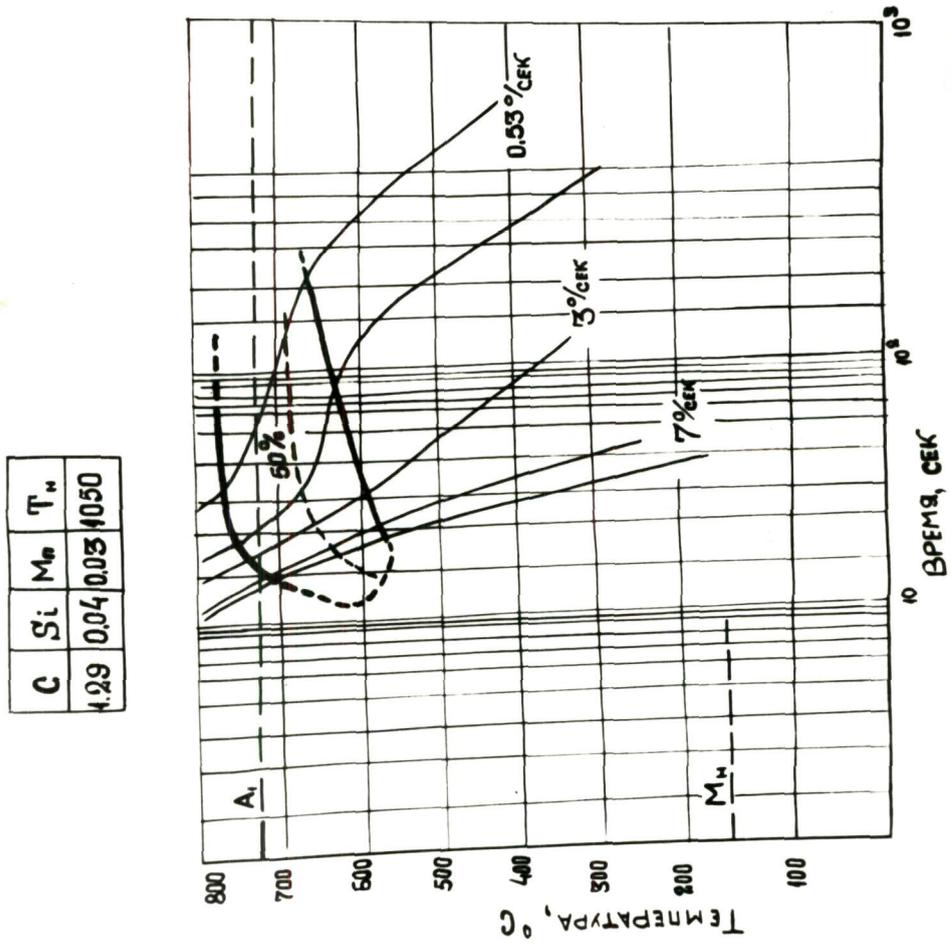
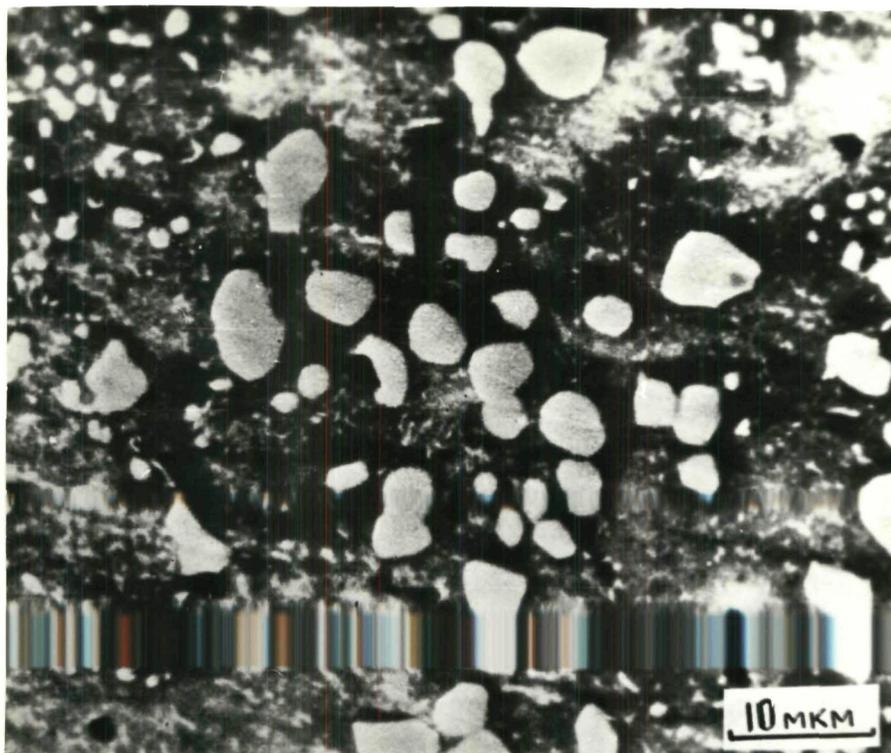
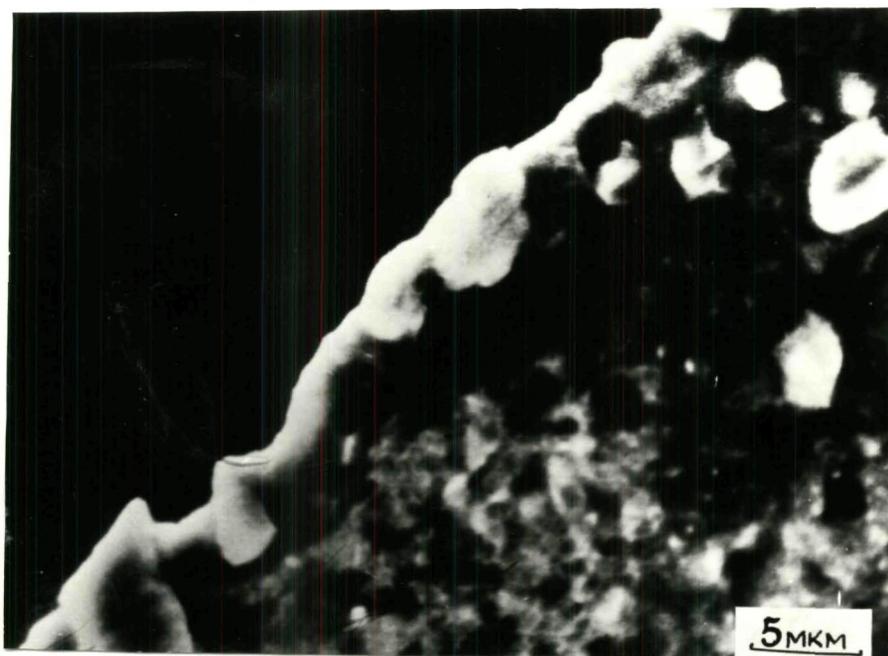


Рис.4.21. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали № 9



а



б

Рис.4.22. Электронная микрофотография кованной стали № 9  
а - общий вид, б - кромка лезвия

Чистая матрица и низкая твердость способствуют хорошей деформируемости без появления трещин при горячей деформации стали № 9 по сравнению со сталью № 8. Это обстоятельство особенно важно при ковке режущей части – кромки лезвия, степень деформации которого от обуха к лезвию существенно возрастает. При этом происходит перемещение в нагортованной матрице крупных карбидов к лезвию (рис.4.22). Чем ниже температураковки температуры рекристаллизации, тем больше наклеп матрицы, что со своей стороны повышает режущую способность изделия.

Режущая способность усиливается при правильной заточке лезвия [98] .

Таблица 4.5

Микротвердость ( $\text{кг/мм}^2$ ) сталей в различных структурных состояниях

№№ пп	№№ стали	Состояние стали		
		Литое	Закаленное	Кованное
1	8	220	820	181
2	9	190	825	160

В ы в о д ы

1. Установлено, что необходимым условием для получения булатного узора является медленное остывание слитка, обеспечивающее формирование аустенитного зерна с размером более 500 мкм, с последующей общей вытяжкой на 80-95 % при температуре, позволяющей сохранить наклеп матрицы и обособленных коагулированных вторичных карбидов железа.

2. Оптимальное содержание углерода при получении булатной стали для холодного оружия находится в концентрационном интервале 0,95-1,7 % по массе. Узор, но не булатного склада, получается и в доэвтектоидных сталях, т.к. гетерогенная литая структура перлита и феррита при специальной ковке обеспечивает узор ферритных полос.

3. Установлено, что стали на основе археологического железа, отличающиеся от таковых на основе "Армко"-железа по чистоте, характеризуются повышенной склонностью к росту аустенитного зерна, меньшей твердостью, лучшей деформируемостью и более высокой пластичностью.

4. Режущая способность булатной стали зависит не только от твердости материала, но и от строчечного расположения вторичных карбидов непосредственно у кромки лезвия. Упругость в основном зависит от степени остаточного наклепа матрицы.

## 5. ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ БУЛАТНОЙ СТАЛИ

### 5.1. Возможность применения булатной стали в народном хозяйстве

В Постановлении ЦК КПСС "О народных хозяйственных промыслах" подчеркивается, что "народное декоративно-прикладное искусство является неотъемлемой частью советской социалистической культуры, активно влияет на формирование художественных вкусов, обогащает профессиональное искусство и выразительные средства промышленной эстетики" [99]. В Постановлении указывается о больших возможностях дальнейшего развития ремесленно-художественного производства в условиях развитого социализма. Следовательно, для предприятий народных художественных промыслов важное значение имеет замена дорогостоящих декоративных материалов более дешевыми, не уступающими им по качеству.

Настоящая работа преследовала цель показать эффективность применения булатной стали (топоры, кинжалы и др.) взамен латуни для изготовления декоративных изделий (рис. 5.1) на предприятиях объединения народных художественных промыслов и сувениров "Солани".

Декоративные изделия из булата изготавливались из заэвтектоидной стали, содержащей углерод в пределах 0,9–1,7 % по массе. Слитки из данного материала после выплавки остывали со скоростью 0,1–0,3°/сек, что обеспечивало получение крупнозернистой структуры заэвтектоидной стали.

Ковку слитков осуществляли в интервале температур 600–800°С. При этом заэвтектоидный цементит, расположенный вокруг зерен матрицы, сфероидизируется и вытягивается в направленииковки. После придания ковкой полуфабрикату желаемой формы, поверхность изделия шлифуют и травят в нагретом до 70–80°С растворе 2 мл.  $H_2SO_4$

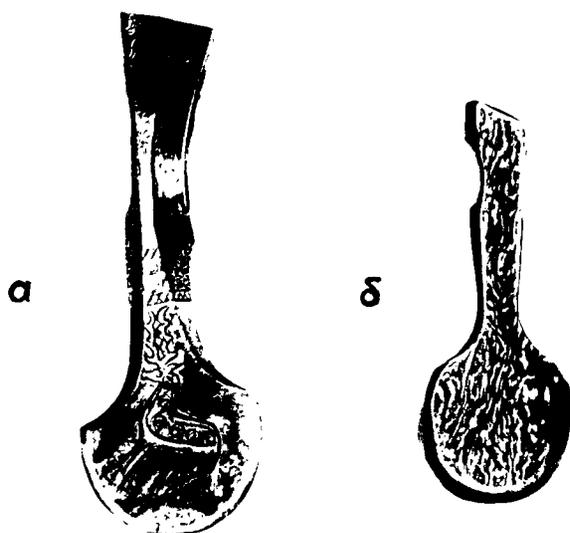


Рис.5.1. Декоративные изделия (топоры):

а - из латуни, б - из булата

(плот.1.84), 100 мл  $H_2O$  и 7-8 г  $FeSO_4 \cdot 7H_2O$  или в растворе спирта с добавлением 3-5 %  $HNO_3$  .

Характерный булатный узор обусловлен различной травимостью крупных цементитных прослоек и перлитных составляющих.

### 5.2. Ориентировочный расчет экономического эффекта от внедрения узорчатой стали-булата в качестве декоративного изделия

Экономическая эффективность после внедрения узорчатой стали-булата в предприятиях объединения народных художественных промыслов и сувениров "Солани" составляет 668 руб. на тонну металла (см. акт в приложении). Из булатной стали были изготовлены декоративные топоры взамен декоративных топоров из латуни. Себестоимость 1 шт. топора весом 1 кг. из латуни составляет 8,48 руб. [101] .

А так, как выплавка и разработка узорчатой стали булата производилась в лабораторных условиях, то при расчете себестоимости булатного изделия пользовались данными тбилисского станкостроительного производственного объединения, употребляющего сталь марки У10А, У13А для изготовления топоров. Химический состав этих сталей аналогичен с булатной сталью, с той лишь разницей, что опытную сталь снова переплавляли, после чего слиток остывал с определенной скоростью. Себестоимость после такой обработки 1 кг стали становится не более 50 коп. [102]. Проковка топора по IY разряду, по данным часовым тарифным ставкам кузнечного цеха тбилисского станкостроительного производственного объединения составляет 89,04 коп; полировка - 30,2 коп; заточка - 4,5 коп; травление в 10 % водном растворе  $\text{HNO}_3 \sim 5$  коп.

В итоге себестоимость топора из булатной стали:

$$50 + 89,04 + 4,5 + 30,2 + 5 = 178,74 \text{ коп.} \quad 1,8 \text{ руб.}$$

Экономический эффект на 1 т материала рассчитан по формуле 103

$$\mathcal{E} = (\mathcal{E}_1 - \mathcal{E}_2) \cdot A$$

где  $\mathcal{E}$  - экономический эффект на 1 т металла;

$\mathcal{E}_1$  - себестоимость 1 шт. базовой продукции;

$\mathcal{E}_2$  - себестоимость 1 шт. новой продукции

$$\mathcal{E} = (8,48 - 1,8) \cdot 1000 = 668 \text{ руб на тонну металла.}$$

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Установлено, что основной операцией при изготовлении булатного изделия является свободная ковка (вытяжка) в определенном температурном режиме с последующей шлифовкой и травлением готовой продукции.

2. Установлено применение высокоуглеродистой стали (С- 1,0-1,6% по массе) для изготовления булатных изделий, в которых характерный узор обусловлен полосчатым распределением вторичных карбидов железа на фоне распада аустенита.

3. Доказано, что разновидности булатных узоров - полосчатый, волнистый и коленчатый - определяются процессами специальнойковки при определенном температурном режиме и, следовательно, своеобразным распределением вторичных округлых карбидных полос.

4. Изучены структура и механические свойства булатных изделий. Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита при разных температурах аустенизации.

5. Установлена закономерность изменения микротвердости на поверхности режущей части сабельных клинков, характер изменения прочностных и пластических свойств материала в зависимости от технологии его изготовления. Исключена закалка булатной стали.

6. Установлено, что комплекс высоких механических свойств булатного материала обусловлен применением сплошной технологии его изготовления, основными показателями которой является оптимальное содержание углерода, наклепанная матрица, своеобразная композиционная пила из-за выхода при ковке и заточке округлых или ограненных карбидов к кромке лезвия. Все это обеспечивает упругость, износостойкость, пластичность и режущую способность булатного оружия.

7. Установлено, что необходимым условием для получения булат-

ного узора является медленное остывание слитка, обеспечивающее формирование аустенитного зерна с размером более 500 мкм, с последующей общей вытяжкой на 80-95 % при температуре позволяющей сохранить наклеп матрицы и обособленных коагулированных вторичных карбидов железа.

8. Оптимальное содержание углерода при получении булатной стали для холодного оружия находится в концентрационном интервале 0,95-1,7 % по массе. Узор, но не булатного склада получается и в доэвтектоидных сталях, т.к. гетерогенная литая структура перлита и феррита при специальной ковке обеспечивает узор ферритных полос.

9. Установлено, что стали на основе археологического железа отличающихся от таковых на основе "армко"-железа по чистоте, характеризуются повышенной склонностью к росту аустенитного зерна, меньшей твердостью, лучшей деформируемостью и более высокой пластичностью.

10. Режущая способность булатной стали зависит не только от твердости материала, но и от строчечного расположения вторичных карбидов непосредственно у кромки лезвия. Упругость в основном зависит от степени остаточного наклепа матрицы.

II. Внедрение булатной стали по предварительным расчетам дает экономический эффект 520 руб. на тонну металла.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Ленин В.И. Полное собрание сочинений. Изд.5-ое.т.3, М., 1958, с.791.
2. Аносов П.П. Собрание сочинений. Изд.АН СССР, М.,1954,с.204.
3. Чернов Д.К. Критический обзор статей г.г.Лаврова и Канакуцкого о стали и стальных орудиях и собственные его исследования по этому предмету. Записки Русского технического общества, С-П, 1968, 7, с.339-440.
4. Беляев Н.И. О булате. ЖРМО, 1911, 4, с.445-488.
5. Гаев М.С. Булат и современные железоуглеродистые сплавы. Металловедение и обработка металлов. Машгиз, М.,1956, с.17-24.
6. Виноградов А.П. Мягкий булат и происхождение булатного узора. 1928, т.15, с.245-343.
7. Sachse M. Damaszenerstahl-Geschichte, Legende und Wirklichkeit. Arch. Eisenhüttenwesen, 1978, 11, S.521-526.
8. Назаров Е. Только ли в музее быть булату. МИТОИ, М.,1972, 10, с.76.
9. Ленц Э. Булат. Сборник. Государственный эрмитаж. Петербург, 1923, вып.П, с.73-82.
10. Меликишвили Г. О некоторых наименованиях металлов в древне-восточных и кавказских языках. Вестник Древней истории, М., 1968, 4, с.123.
11. Беленицкий А.М. Глава "О железе" минералогического трактата Бируни. Краткие сообщения института истории материальной культуры им.Н.Я.Марра. М-Л, изд.АН СССР, 1950, вып.XXXIII, с.139-144.
12. Беляев Н.Т. О булатах. С-П, типография С-Петербургской тюрьмы, 1906, с.37.

13. Богачев И.Н. Аносов П.П. и секрет булата. Машгиз, Москва-Свердловск, 1952, с.140.
14. Прокошкин Д.А. Павел Петрович Аносов. М., Наука, 1971, с.294.
15. Ленц Э. Императорский эрмитаж. Указатель отдельный средних веков и эпохи Возрождения. С-П., 1908, с.20-29.
16. Арендт В.В. О технике древнего клинкового производства. Труды ин-та истории науки и техники. Изд.АН СССР, Л., 1936, вып.8, с.161-189.
17. Фон-дер-Ховен. Дамасковская сталь для изготовления оружия. Оружейный сборник. С-П, 1882, I, с.17-20.
18. Piaskowski J. Technika wczesnosredniowiecznych wyrobów dziwierowanych w swietle nowych badań Przegląd mechaniczny. 1959, Zeszyt 15, s.495-499.
19. Антейн А.К. Наконечники копий из дамасской стали. Советская археология. Изд.АН СССР, М., 1959, I, с.278-279.
20. Антейн А.К. Дамасская сталь в странах бассейна Балтийского моря. Тр. XIII Междунар. конгр. по истории науки, секц. П, Наука, М., 1974, с.144-147.
21. Чолокашвили К.К. К истории оружейного производства в Грузии. Автореферат канд. дисс. Изд.АН ГССР, Тбилиси, 1961, с.22.
22. Железнов В.Ф. Исторические сведения о булате в России. С-п типо-литография. С-П тюрьмы, 1906, с.40-48.
23. Чернов Д.К. Описания коллекции восточного оружия. С-П, Типо-литография С-Петербургской тюрьмы, 1906, с.49-51.
24. Русские ученые-металловеды. М., 1951, с.503.
25. Гуревич Ю.Г. Тайна крылатого коня. Южно-уральское книжное издательство, Челябинск, 1980, с.192.
26. Абу-р-рейхан-Мухаммед ибн Ахмед ал-Бируни. Собрание сведений для познания драгоценностей (минералогия). Изд.АН СССР, М., 1963, с.549.

27. Колчин Б.А. Несколько замечаний к главе "о железе" минералогического трактата Бируни. КСИИМК им.Н.Я.Марра. Изд.АН СССР, М-Л, 1950, вып. XXXIII, с.145-150.
28. Вилькинсон П. О причине образования струи на булатных или дамасских клинках. Горный журнал. С-Пб, 1941, 6, с.427-429.
29. Фабер дю Фора. О приготовлении дамасцированной литой стали. Горный журнал, С-Пб, 1939, 6, с.426-439.
30. Масальский. Изготовление булата по способу, употребляемому персиянами. Горный журнал. С-Пб, 1941, 4, с.233-248.
31. Piaskowski T. Metallographic Examination of Two Damascene Steel Blades. J.Hist.Arabic Sci. 1978, 2,1, S.3-30.
32. Илимов И. Разложение Златоустовских булатов и двух шлаков, полученных при булатном деле. С-Пб, 1941, 10, с.17-26.
33. Аносов П.П. О булатах. Горный журнал. С-Пб, 1841, 2, с.157-317.
34. Аносов П.П. О приготовлении литой стали. Горный журнал, С-Пб, 1937, 1, с.75-102.
35. Аносов П.П. Об опытах закалки стальных вещей в сгущенном воздухе, произведенных в 1828-1829 г.г. Горный журнал, С-Пб, 10, с.126-131.
36. Аносов П.П. Описание нового способа закалки стали в сгущенном воздухе. Горный журнал, С-Пб, 1927, 8, с.85-92.
37. Бурмакин А.С. Исторические данные по введению изготовления холодного оружия в златоустовском заводе. Горный журнал, С-Пб, 1912, 10-11, с.240-267.
38. Данилевский В.В. Русская техника. Лениздат, Л., 1948, с.548.
39. Лисенко И.Р. Штиринское косное производство. Горный журнал, С-Пб., 1841, 6, с.452-468.
40. Нестеровский Н.Л. Материалы и биография Павла Петровича Аносова. Горный журнал, С-Пб, 1918, 1-6, с.64-150.
41. Кулфер А. Дополнение к статье г.Генерал-майора Аносова о

- булатах. Горный журнал, С-Пб, 1941, 2, с.319-320.
42. Сидорин И.И. Роль русской науки в развитии металлостроения и термической обработки металлов. Машгиз, М., 1948, с.34.
  43. Гумалевский Л. Русские инженеры. Молодая гвардия, М., 1947, с.447.
  44. Самарин А.М. Великий русский металлург П.П.Аносов. Статья в кн.Труды по истории техники. Изд.АН СССР, 1952, вып.1, с.35-52.
  45. Нахимов Д.М. Великий русский металлург П.П.Аносов (1799-1851). Статья в кн.Русские ученые-металловеды. Жизнь, деятельность и избранные труды. М., 1951, с.15-37.
  46. Прокошкин Д.А., Вишняков Д.Я. Великий русский металлург П.П.Аносов. Металлургиздат, М., 1950, с.48.
  47. Нахимов Д.М. Булатная сталь горного инженера П.П.Аносова. Статья в кн.Структура и свойства термически обработанной стали, М., 1951, с.5-14.
  48. Прокошкин Д.А. Работы П.П.Аносова по специальной стали. Статья в кн.Труды по истории техники. Изд.АН СССР, М., 1954, вып.5, с.16-29.
  49. Пешкин И. Павел Петрович Аносов. Изд.Молодая гвардия, М., 1954, с.359.
  50. Общий отчет об одиннадцатом присуждении демидовских наград, составленный непременно секретарем имп.Академии наук и читанный в публичном собрании сей Академии 22 мая 1842 г. С-Пб, с.33-34.
  51. Лившиц Б.Г. Д.К.Чернов и мировое значение его работ по металлостроению. Правда, М., 1949, с.24.
  52. Чернов Д.К. Жизнь и деятельность и выдержки из трудов. Под ред.Воловика Б.Е., Машгиз, М., 1950, с.350.

53. Чернов Д.К. и наука о металлах. Под ред. Гудцова Н.Т. Металлургия, М.-Л., 1950, с.563.
54. Оптимизация металлургических процессов. Материалы юбилейной научно-технической сессии, посвященной столетию открытия Д.К.Черновым критических точек в стали 1868-1968. Металлургия, М., 1970, с.469.
55. Глинков И.Н. Дендритная ликвация в стали. Металлургия, М., 1956, с.206.
56. Piaskowski T. Dawna Stal "damascenska" (Bulat) w swietle nowoczesnego metaloznawstwa. Kwartalnik historii i Techniki, Rok. XI-NR3, 1966, с.241-247.
57. Беляев Н.Т. Кристаллизация, структура и механические свойства стали при медленном охлаждении. С-Пб, 1909, с.48.
58. Байков А.А. Рецензия на книги Н.Т.Беляева "Кристаллизация, структура и свойства стали при медленном охлаждении". ЖРМО, 1910, 3, с.525-528.
59. Беляев Н.И. Макроструктура стали в связи с кристаллизацией. ЖРМО, 1910, I, с.1-38.
60. Виноградов А.П. Происхождение булатного узора. Т.Э.В., т.IV, 8-9, с.661-663.
61. Голиков И.Н., Васильев П.В., Гуревич Ю.Г., Лонгинов М.Ф., Люндовский Ю.И. Способ изготовления слитков булатной стали. Авт.свид. № IIII0/460224 от 18 февраля 1955 г.
62. Sherby O.D. Damassus Steel Rediscovered Trans.Iron and Steel Inst.Jap. 1979, v 19, N 7, p.381-390.
63. Wadsworth J.Sherby O.D. On The Bulat-Damaseus steels Revisited. Progr. Mater. Sci., v 25, N 1, 1980, p.35-68.
64. Смирнов Л.В., Соколков Е.Н., Садовский В.Д. Термическая обработка и проблема булата. Труды института физики металлов, УФАН, изд.АН СССР, М., 1956, с.51-55.

65. Попова И.М. Карбидный анализ стали. Оборонгиздат, М., 1957, с.24.
66. Косолапова Т.Я. Карбиды. Металлургия, М., 1968, с.298.
67. Гольдшмидт Х.Дж. Сплавы внедрения. Мир, М., 1971, с.423.
68. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. Металлургия, М., 1975, с.583.
69. Гаев И.С. Толедский клинок. Известия АН СССР, отделение технических наук. М., 1954, 12, с.97-100.
70. Piaskowski T. Badania dwoch glowni ze stali damascenskies (bulat). Wiad. hutn. 1981, 37, N 3, 99-105.
71. Sherby O.D., Young C.M., Walser, and Cady E.M., Superplastic Ultrahigh Carbon Steels U.S.Patt. N 3951697, April 20, 76.
72. Грабский М.В. Структурная сверхпластичность металлов. Металлургия, М., 1975, с.270.
73. Пресняков А.А. Сверхпластичность металлов и сплавов. Наука, Алма-Ата, 1969, с.207.
74. Гуляев А.П., Сарманова Л.М. Технологическая пластичность быстрорежущих сталей. МИТОМ, М., 1969, 7, с.2-9.
75. Гуляев А.П., Сарманова Л.М. Высокотемпературная пластичность углеродистых сталей. МИТОМ, М., 1972, 4, с.43-47.
76. Гуляев А.П., Сарманова Л.М. Влияние содержания углерода на пластичность быстрорежущей стали при высоких температурах. Изв.АН СССР, сер.Металлы, М., 1970, 6, с.140-142.
77. Гуляев А.П. Сверхпластичность стали. Металлургия, М., 1982, с.56,
78. Walser B. Die Grundlagen der superplastischen stahlen mit hohem Kollenstafffhehalt, Superplastizital, Anwendng und Entwicklung von "Fertigung", 1977, 8, N 4, 95-99.
79. Салтыков С.А. Введение в стереометрическую металлографию. Изд.АН Арм.ССР, Ереван, 1950, с.260.

80. Хирш П., Хови А., Никольсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. Мир, М., 1968, с.574, с ил.
81. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металл-ловедении, Металлургия, М., 1973, с.853, с ил.
82. Металлография железа (пер. с англ.). Под ред.акад.АН ГССР Ф.Н.Тавадзе. Металлургия, М., 1972, т.т.1,II с атласами микро-фотографий.
83. Приборы и методы физического металловедения. Под ред.Ф.Вейн-берга, вып.2, Мир, М., 1974, с.363, с ил.
84. Тавадзе Ф.Н., Ковшиков Б.К. Прибор мигнитного анализа струк-турных превращений. Бюллетень научно-технической информации, Тбилиси, 1960, 8, с.3-8.
85. Попов А.А., Попова А.Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аус-тени та. Машгиз, М., 1961, 430, с ил.
86. Лившиц Б.Г., Кропошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. Металлургия, М., 1980, с.320, с ил.
87. Справочник по сталям и методам их испытаний. Изд.литературы по черной и цветной металлургии. М., 1958, с.919.
88. Подшибякин А.С. Холодное оружие. Изд.саратовского универси-тета, 1980, с.147.
89. Легендарные клинки. Военное издательство министерства обороны СССР, М., 1979, с.64.
90. Малая советская энциклопедия. Гос.научное изд. "Советская эн-циклопедия", 1960, т.8, с.115.
91. Большая советская энциклопедия. Советская энциклопедия, М., 1975, т.22, с.477.
92. Гиоргидзе Э.Г. Металловедение и термическая обработка метал-лов (на груз.яз.). Тбилиси, 1968, с.405.

93. Тавадзе Ф.Н., Сакварелидзе Т.Н., Абесадзе Ц.Н., Двали Т.А. Химическое, металлографическое и технологическое изучение железных оружий, найденных в Самтаврском могильнике. Вестник Гос.музея Грузии, ХУШ в., Тбилиси, 1959, с.2-23 (на груз.яз.).
94. Тавадзе Ф.Н., Сакварелидзе Т.Н., Двали Т.А. Технология изготовления железных изделий, найденных при археологических раскопках в Цопи. Труды АН ГССР, Тбилиси, ХІУ, 1964, с.273-278 (на груз.яз.).
95. Тавадзе Ф.Н., Инанишвили Г.В., Сакварелидзе Т.Н., Херодинашвили З.Ш., Харати Р.Г. Исследование археологического железа на микронзонде. Сообщения АН ГССР, Тбилиси, 74, 2, 1974, с.389-391 (на груз.яз.).
96. Steimetz E., Gerber A., Die Primärkorngroße bei der Erstarrung von Eisen "Arch Eisenhüttenw" 1970, 4, N 6, 539-547.
97. Litwinchuk A., Koysler F.X., Baker H.H., Henkin A. The Rockwell C hardness of quenched high-purity iron-carbon alloys containing 0,09 to 1,91 % carbon, "J.Mater. Sci.", 1976, 11, N 7, 1200-1206.
98. Haberling E. Wärmebehandlung und Schneideigenschaften von Schnellarbeitsstählen. "Z w F", 1977, 72, N 7, 362-368.
99. Правда, 1975, 27 февраля.
100. Проблемы народного искусства. Изобразительное искусство, М., 1982, с.136, с. ил.
101. Калькуляция на топоры разные латуневые. Министерство промышленности художественных промыслов и сувениров объединения "Солани", 1983, У.
102. Прейскурант № 01-08. Оптовые цены на сортовую и фасонную сталь. Прейскурантиздат. М., 1980.

103. Методика (основные положения) определения экономической эффективности использования в народном хозяйстве новой техники, изобретений и рационализаторских предложений. Государственный комитет Совета Министров СССР по науке и технике. М., 1977, с.54.

П Р И Л О Ж Е Н И Я

" Утверждаю "

Генеральный директор  
объединения предприятий  
народных художественных  
промыслов и сувениров  
"СОЛАНИ"

В.Ш. Угулава

1984 г.



" Утверждаю "

Директор ИМЕТ АН ГССР

Ф.Н.

1984 г.



А К Т

Мы нижеподписавшиеся, представители объединения предприятий народных художественных промыслов и сувениров "СОЛАНИ" главный художник Меликидзе Р.С. и член художественного Совета к.и.н., с.н.с. Чолокашвили К.К. с одной стороны и представители ИМЕТ АН ГССР к.т.н., с.н.с. Сакварелидзе Т.Н. и м.н.с. Амаглобели Б.Г. с другой стороны составили настоящий акт о возможности применения разработанного в ИМЕТ АН ГССР узорчатой стали - булата в качестве декоративного изделия.

Ожидаемый экономический эффект от внедрения декоративных изделий из булата составит 668 рублей на тонну металла.

Предварительный расчет ожидаемой экономической эффективности был произведен лабораторией технико-экономических исследований ИМЕТ АН ГССР.

Представители объединения предприятий народных художественных промыслов и сувениров "Солани"

Представители ИМЕТ АН ГССР

*Р. Меликидзе* Меликидзе Р.С.  
*К. Чолокашвили* Чолокашвили К.К.

*Т. Сакварелидзе* Сакварелидзе Т.Н.  
*Б. Амаглобели* Амаглобели Б.Г.