

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ  
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛОФИЗИКИ

На правах рукописи  
УДК 669.112.227:539.26

ПРИХОДЬКО СЕРГЕЙ ВАСИЛЬЕВИЧ

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИИ ОБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ  
НАГРЕВЕ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРОЙ ПАКЕТНОГО МАРТЕНСИТА

Специальность 01.04.07 – физика твердого тела

Автореферат  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Киев – 1994

Диссертация является рукописью

Работа выполнена в Институте металлофизики НАН Украины

Научный руководитель: Лауреат Гос. премии Украины в области науки и техники,  
кандидат физико-математических наук  
Телевич Р.В.

Официальные оппоненты: доктор технических наук,  
профессор Белоус М.В.  
доктор физико-математических наук,  
профессор Устинов А.И.

Ведущая организация: Киевский Государственный университет  
им. Т.Г. Шевченко

Защита состоится "13" "декабря" 1994 г. в 10 часов  
на заседании Специализированного совета К.016.31.01 при  
Институте металлофизики НАН Украины по адресу: г.Киев, пр.  
Вернадского, 36, конференц-зал Института металлофизики НАН  
Украины.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах, заверенные  
печатью учреждения, просим направлять по адресу: 252680,  
ГСП, г.Киев-142, пр.Вернадского, 36, Институт металлофизики  
НАН Украины.


С диссертационной работой можно ознакомиться в  
библиотеке Института металлофизики НАН Украины.

Автореферат разослан "11" "ноября" 1994 г.

УЧЕНЫМ СЕКРЕТАРЬ

Специализированного Совета

К.016.37.01, доктор физ.-мат. наук

 Федоров О.П.

ЛННБ України ім.В.Стефаника



00777303 (R)

В. Стефаника  
України

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Тема диссертации связана с исследованием кристаллографического аспекта процесса образования аустенита в сталях при их нагреве. За последние годы проведено большое число исследований, в которых всесторонне изучены кристаллографические закономерности фазового превращения, происходящего в сталях при их закалке из области аустенитного состояния. Значительно меньше внимания уделялось изучению данного вопроса применительно к нагреву стали. Выявление кристаллоструктурных особенностей, вскрывающих физическую природу фазовых превращений, можно отнести к разряду фундаментальных проблем физики твердого тела. Кроме того, необходимость управлять структурой, формирующейся в ходе фазового перехода, диктует актуальность таких исследований. Известно, что случайное распределение зерен аустенита по ориентациям (отсутствие текстуры), которое обычно стремятся получить различной термообработкой, не всегда легко достигается. Если сталь в результате предварительных операций прокатки,ковки и т. д. приобретает крупнокристаллическое строение, последующая ее термообработка, как правило, не обеспечивает полного исправления структуры вследствие проявления структурной наследственности. Изучение характера распределения по ориентациям зерен текстурированной структуры, обусловленного кристаллографическим механизмом фазового превращения, является необходимым для определения научно обоснованных режимов термообработки стали.

Цель и задачи работы. Цель работы - изучение кристаллографических закономерностей фазовых и структурных превращений при нагреве сталей с пакетным мартенситом. Для этого необходимо было решить следующие задачи:

-создать высокотемпературное рентгеновское оборудование, позволяющее осуществлять прямые исследования структуры аустенита с возможностью скоростной регистрации картины рентгеновской дифракции, а также последующую обработку получаемых данных с привлечением вычислительных методов;

-получить экспериментальные данные о влиянии скорости нагрева, легирования и структурных особенностей исходного  $\alpha$ -состояния на кристаллографию образования аустенита в пакетном мартенсите;

-установить характер процессов, ответственных за формирование аустенитной структуры и определить структурные факторы исходного состояния, определяющие ее особенности.

Научная новизна. В работе впервые показано, что:

1. При нагреве пакетного мартенсита в стали возникает особый, текстурированный мелкозернистый комплекс зерен (МЗК) аустенита, вследствие кристаллографической упорядоченности фазового превращения. Комплекс представляет собой совокупность кристаллов, неравномерно распределенных по ориентировкам, которые задаются ориентационными соотношениями (ОС) при  $\alpha$ - $\gamma$ - фазовом переходе. Влияние скорости нагрева выражается в изменении характера распределения вследствие подавления отдельных ориентировок аустенита при  $\alpha$ - $\gamma$ - превращении.

2. Легирование стали Cr и Ni усложняет текстуру МЗК аустенита, возникающего при ее нагреве. Так, текстура МЗК аустенита углеродистой стали обусловлена развитием  $\alpha$ - $\gamma$ - превращения согласно ОС Гренингера-Тройно (Г-Т), а легированной согласно двум типам ОС:

$$(211)_{\gamma} \# (110)_{\alpha}, \quad [0\bar{1}1]_{\gamma} \# [1\bar{1}2]_{\alpha} \quad (1) \text{ и}$$

$$(111)_{\gamma} \# (011)_{\alpha}, \quad [01\bar{1}]_{\gamma} \wedge^{2.5^{\circ}} [1\bar{1}\bar{1}]_{\alpha} \quad (2),$$

где ОС(2) соотношения Г-Т, а ОС(1) существенно отличаются от

соотношений мартенситного типа.

3. МЗК аустенита, сформировавшийся в результате  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  превращений, способен при дальнейшем повышении температуры (на 100–150°C) к самопроизвольной рекристаллизации в соответствии с различными механизмами, обусловленными разной скоростью нагрева под аустенизацию ( $V_H$ ). При низких  $V_H$  рекристаллизация протекает путем собирательного роста, а при высоких — путем зарождения и роста новых центров.

4. Структура аустенита, образующаяся при нагреве сталей с исходным состоянием закалка + отпуск (до 2-ух ч), является кристаллографически упорядоченной, поскольку фазовое  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение во всем диапазоне скоростей повторного нагрева протекает с соблюдением ОС, характерных для превращения при нагреве мартенсита этих сталей.

5. При сильных степенях предварительного отжига аустенита (выше 1300°C) малоуглеродистых сложнoleгированных сталей привычная схема структурной наследственности может нарушаться. Стали легированные Mo, V, Ti (суммарное содержание ~0.4+0.5%), закаленные на мартенсит или бейнит, приобретают свойство восстанавливаемости своей аустенитной структуры во всем диапазоне скоростей повторного нагрева.

Научная ценность работы. Проведенные исследования значительно расширяют существующие представления о кристаллоструктурных закономерностях фазовых превращений при нагреве сталей и открывают прямой путь к решению проблемы структурной наследственности в целом. На основании полученных экспериментальных данных показано, что различные структурные состояния аустенита (восстановленный монокристалл либо МЗК), возникающие при нагреве закаленной стали до температуры  $A_{C_3}$ , во всем диапазоне скоростей нагрева обусловлены кристаллографи-

ей фазового перехода и не являются результатом конкуренции упорядоченного и неупорядоченного типов превращений или вмешательства рекристаллизации в кристаллографически упорядоченное  $\alpha\text{-}\gamma$ - превращение.

Практическая ценность работы. Экспериментальные данные о влиянии скорости нагрева и исходного состояния на структуру аустенита могут быть использованы для научного обоснования практики скоростной термической обработки стали и управления ее структурой.

Научные положения, выносимые на защиту.

1. Структура аустенита, образующегося при нагреве пакетного мартенсита, кристаллографически упорядочена. Распределение по ориентировкам  $\gamma$ - кристаллов изменяется с повышением скорости нагрева, вырождаясь с приближением к критической  $V_{кр}$  до единственной - ориентировки исходного монокристалла.

2. Мелкозернистый комплекс аустенита, сформировавшийся в пакетном мартенсите в результате  $\alpha\text{-}\gamma$ - превращения, испытывает при дальнейшем нагреве в область надкритических температур рекристаллизацию, вызванную фазовым наклепом.

Личный вклад автора. В диссертационной работе приведены результаты экспериментальных исследований, выполненных непосредственно автором.

Апробация работы. Результаты диссертации были доложены и обсуждены на следующих научных конференциях и семинарах: 1) Республиканский семинар "Современные методы и аппаратура рентгеновских дифрактометрических исследований материалов в особых условиях" (г.Киев, 1988 г.); 2) 6-я Международная конференция "Festkorperanalytik (Твердотельная аналитика)" (ГДР, г.Карл-Маркс-Штат, 1990 г.); 3) 6-я Всесоюзная конференция "Текстуры и рекристаллизация в металлах и сплавах"

(г.Свердловск, 1991 г.); 4) 3-я Европейская конференция "Third European Powder Diffraction Conf. EPDIC-3 (Порошковая дифрактометрия)" (Австрия, г.Вена, 1993 г.); 5) 16-я Международная конференция "Conference on Applied Crystallography (Прикладная кристаллография)" (Польша, г.Тешин, 1994 г.).

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 17 работ и получено 2 авторских свидетельства.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, общих выводов и списка литературы. Объем диссертации: 190 страниц машинописного текста, 62 рисунка, 2 таблицы; список литературы содержит 166 наименований.

#### ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность работы, сформулированы цель, основные задачи исследования, новизна, научная и практическая ценность работы, а также положения, выносимые на защиту.

В первой главе диссертации представлен обзор литературных данных о современных представлениях по проблемам кристаллографии образования аустенита и структурной наследственности в сталях.

Проанализированы экспериментальные результаты определения кристаллографических характеристик  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  превращения на сталях и Fe-Ni сплавах. Из анализа существующих феноменологических теорий мартенситного превращения сделан вывод о том, что отдельные их представления, объясняющие экспериментально наблюдаемые кристаллографические характеристики превращений, могут применяться и для объяснения кристаллографических закономерностей  $\alpha \rightarrow \gamma$ - перехода в сталях.

Из анализа современных представлений по проблеме структурной наследственности в сталях сделано заключение о том, что металлографические и косвенные рентгеновские данные, которыми располагали до настоящего времени, не позволяют получить однозначные ответы по большинству вопросов, возникающих в рамках данной проблемы. Указывается, что их решение возможно на основе получения прямых систематических данных о кристаллографии образования аустенита, возникающего в сталях при нагреве.

На основании анализа литературных данных сформулированы задачи настоящей работы.

Во второй главе обсуждаются методические вопросы.

Достижение поставленной в работе цели предполагало создание метода, позволяющего проводить непосредственное исследование аустенитной структуры при высоких температурах, а также исследование изменений в ней при воздействии различных факторов: скорости нагрева, легирования и изменений в исходном структурном состоянии. Проведение подобного рода экспериментов возможно при условии существенного сокращения времени экспозиции и увеличении быстродействия аппаратуры. Из анализа существующих методик сделан вывод о том, что наиболее перспективным представляется использование рентгенооптических координатных датчиков в сочетании с телевизионным способом регистрации картины рентгеновской дифракции.

Высокотемпературные исследования проводили на специально разработанном оборудовании, позволяющем осуществлять скоростную регистрацию картины рентгеновской дифракции. Его базой являлась высокотемпературная рентгеновская камера. Принцип детектирования картины рентгеновской дифракции, положенный в основу функционирования камеры, состоит в преобразовании ка-

ртины рентгеновской дифракции в видимое изображение и дальнейшем усилении полученного изображения с помощью электронооптического преобразователя. Оптическая картина дифракции регистрируется телевизионной системой либо кинокамерой и передается в запоминающее устройство компьютера. Длительность экспозиции одного кадра составляла 0.2+3 сек. Применение данной камеры обеспечило возможность рентгенографирования структур в условиях изотермической выдержки после их нагрева до заданных температур. Оборудование в целом не имеет аналогов в экспериментальной практике.

На основании рентгеновских данных строили экспериментальные стереографические проекции ориентировок аустенита. В диссертации приводится обоснование метода их анализа. Необходимые для такого анализа расчетные полюсные фигуры получали методами линейной алгебры на основании предположения о типе ориентационной связи при  $\alpha$ - $\gamma$ - превращении.

Зеренная структура аустенита изучалась на оптическом микроскопе "Neophot-32". Рентгенографические исследования образцов при комнатных температурах осуществляли в камере РКВ-86 на установке ИРИС-3. Тонкое структурное состояние анализировали в электронном микроскопе "Tesla-540".

Исследования в работе проводили на конструкционных сталях ( $C < 0.4\%$ ), при закалке которых образуется структура пакетного мартенсита. Изучение продуктов превращения в пределах одного достаточно крупного пакета мартенсита было основным методическим приемом в работе и делало возможным корректное проведение кристаллографического анализа цикла  $\gamma$ - $\alpha$ - $\gamma$ , поскольку уменьшало до минимума количество ориентировок  $\alpha$ -структуры (до 6-ти). Необходимый для этого мартенсит получали закалкой крупнокристаллического аустенита, который выра-

шивали предварительным отжигом при температуре как правило выше 1300°C. Состав сталей приведен в табл. I. Описана методика приготовления образцов.

Таблица I. Химический состав сталей.

Обозначение стали	Содержание элементов, вес в %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Mo	Ti
20	0.20	0.45	0.30	0.25	0.25	-	-	-
40	0.40	0.60	0.25	0.25	0.25	-	-	-
09Г2	0.11	1.40	0.31	0.09	0.04	-	-	-
12ХН3	0.09	0.50	0.25	0.87	2.7	-	-	-
12ХН3МФА								
1	0.10	0.58	0.34	1.25	1.95	0.046	0.10	0.006
2	0.11	0.57	0.23	1.00	2.90	0.05	0.26	0.19
3	0.11	0.60	0.35	1.00	3.70	0.40	0.05	0.15
20ХНМФА	0.2+0.4	0.60	0.40	0.8	1.1	0.1	0.2	-
38ХНМФА	0.35	0.50	0.25	1.0	3.0	0.1	0.4	-

Содержание P, S ≤ 0.02%.

В третьей главе изложены результаты исследования кристаллографии образования аустенита при непрерывном нагреве закаленных сталей.

Проведены предварительные исследования α-структуры, необходимые для дальнейшего кристаллографического анализа цикла γ-α-γ- превращений. Показано, что для всех марок сталей (табл.1) при их закалке образуется пакетный мартенсит с 00 Г-Т и углом между плотноупакованными направлениями, входящими в ОС (~2,5°).

Влияние  $V_H$  на строение структуры аустенита, возникающей в стали при нагреве до температуры  $A_{C_2}$ , изучали, как правило, в диапазоне: 0,016-3000 К·с<sup>-1</sup>.

В случае нагрева закаленной углеродистой стали 40 критическая скорость ( $V_{кр}$  - при которой наблюдается эффект восстановления ориентировки монокристалла аустенита) достигается

при  $3 \cdot 10^3 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$ ; в диапазоне скоростей нагрева, меньших этой величины, образуется МЗК аустенита, в расположении полюсов которого наблюдается закономерный характер (рис.1). Такая закономерность предполагает существование определенной ориентационной связи между решетками мартенсита и аустенита на протяжении  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

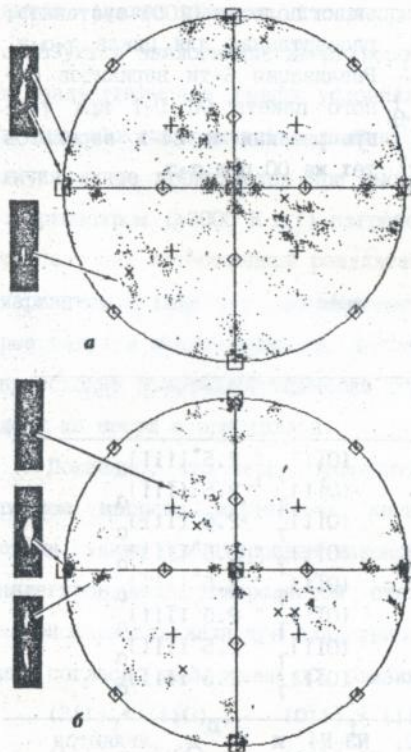


Рис.1. Стереографические проекции полюсов {200} аустенита Ст40 после нагрева на  $820^\circ\text{C}$  со скоростями:  $0,33 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  (а);  $1500 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  (б).

протяжении  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Сопоставление экспериментальных полюсных фигур с расчетными показало, что характер экспериментально полученных распределений лучше всего объясняется, если предположить возможность реализации ОС Г-Т в процессе  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения (рис.2).

При всех  $V_H$  существенная часть МЗК аустенита представлена восстановленной ориентировкой. При низких и средних  $V_H$  на проекциях также хорошо выделяются отдельные участки, плотность экспериментальных полюсов в которых существенно выше, чем в других участках полюсных фигур, "разрешенных" данными ОС. Такой результат связан с преи-

мущественной реализацией восьми вариантов ОС Г-Т относительно каждого из шести кристаллов  $\alpha$ - фазы. Варианты представлены в таблице 2. Плоскостью мартенсита, входящей в их ориентационный вариант, является  $(101)$  либо  $(\bar{1}01)$ .

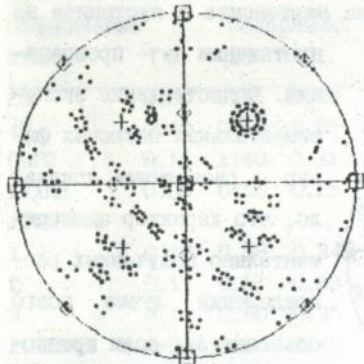


Рис.2. Стереографическая проекция полюсов  $(200)$  аустенита, рассчитанная для цикла  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ . Реализация 6-ти вариантов одного пакета ОС Г-Т при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении и 24-х вариантов тех же ОС при  $\alpha \rightarrow \gamma$ .

Таблица 2.

N	Вариант	
1.	$(111)_{\gamma} \parallel (\bar{1}01)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [111]_{\alpha}$
2.	$(111)_{\gamma} \parallel (\bar{1}01)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\alpha}$
3.	$(111)_{\gamma} \parallel (\bar{1}01)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [\bar{1}1\bar{1}]_{\alpha}$
4.	$(111)_{\gamma} \parallel (\bar{1}01)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [1\bar{1}\bar{1}]_{\alpha}$
5.	$(111)_{\gamma} \parallel (101)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [11\bar{1}]_{\alpha}$
6.	$(111)_{\gamma} \parallel (101)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha}$
7.	$(111)_{\gamma} \parallel (101)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [\bar{1}11]_{\alpha}$
8.	$(111)_{\gamma} \parallel (101)_{\alpha}$	$[\bar{1}0\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [11\bar{1}]_{\alpha}$

Примечание: варианты N1-N2, N3-N4 и т. д. являются попарно двойниковыми по плоскости  $(111)_{\gamma}$ .

Установлено, что  $V_N$  оказывает немонотонное воздействие на реализацию вариантов восстановленных ориентировок аустенита и монотонно подавляет реализацию невосстановленных. Увеличение  $V_N$  до  $3 \text{ К} \cdot \text{с}^{-4}$  ведет к некоторому уменьшению количества кристаллов восстановленной ориентировки, и исчезновению всех полюсов, кроме тех, которые соответствуют реализации

указанных в табл.2 восьми вариантов. При  $200 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  наблюдается увеличение количества кристаллов с восстановленной ориентировкой; кроме того, при данной скорости реализуются только четыре варианта ОС Г-Т в ходе  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (N1, N3, N5, N7), а при  $1500 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  только два - N1, N5 и два двойниковых к ним по плоскостям  $\{111\}$ , не входящим в ОС этих вариантов. Анализ показал, что и при меньших скоростях нагрева образуются аналогичные двойниковые ориентировки по отношению к реализующимся в данных условиях ориентировкам Г-Т, однако в силу малого количества двойниковых кристаллов факт их наличия лучше проявляется при высоких скоростях нагрева. При сверхбыстром ( $\geq 3000 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$ ) нагреве эффект восстановления наступает как естественный результат полного блокирования всех вариантов в ходе  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения за исключением тех, которые ведут к восстановлению. Фазовый переход в этих условиях происходит кристаллографически обратимо по отношению к каждому из шести  $\alpha$ -кристаллов.

Показано, что зерна аустенита, образующегося при ускоренном нагреве мартенсита легированной (хромоникелевой) стали, также ориентированы закономерно. Причем, в отличие от нелегированной углеродистой стали, для легированной эта закономерность является следствием протекания  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения согласно двум типам ОС, близким к:

$$(211)_{\gamma} \parallel (110)_{\alpha}, \quad [0\bar{1}1]_{\gamma} \parallel [1\bar{1}2]_{\alpha} \quad (1)$$

$$(111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}, \quad [01\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [11\bar{1}]_{\alpha} \quad (2).$$

где ОС(2) соотношения Г-Т, а ОС(1) существенно отличаются от соотношений мартенситного типа. Показано, что  $V_H$  (в исследованном диапазоне:  $0,083+300 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$ ) для случая нагрева легированной стали оказывает такое же по характеру воздействие на составляющую общей текстуры, обусловленную ОС(2), как и

при нагреве углеродистой стали. Однако, такие изменения происходят в более узком скоростном интервале, поскольку для данной стали  $V_{кр} \sim 300 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$ . Что касается второй составляющей, то увеличение  $V_H$  ведет к одновременному и постепенному подавлению всех вариантов ОС(1).



Рис.3. Стереографические проекции полюсов {200} отражений структуры аустенита Ст40, полученной нагревом со скоростями:  $0,33-3 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  до  $1050-950^\circ\text{C}$  - (а);  $200-1500 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  до  $950-850^\circ\text{C}$  - (б).

Указанный процесс протекал активнее (и при более низкой температуре) в случаях более высоких скоростей нагрева под аустенизацию  $V_H$ . Установле-

но, что текстура МЗК при этом преобразуется в текстуру рекристаллизации (рис.3). Восстановленная ориентировка во всех случаях исчезает полностью. Различные  $V_N$  способны приводить к разным текстурам рекристаллизации. Экспериментальная полюсная фигура для случаев нагрева  $V_N \sim 200-1500 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  удовлетворительно описывается расчетной, полученной поворотом реализовавшихся ориентаций МЗК вокруг всех осей типа  $\langle 111 \rangle_\gamma$  на угол  $\varphi = \pm 38^\circ$  (рис.4). Поскольку между любыми ориентировками МЗК такая относительная разориентация на  $\sim \pm 38^\circ$  отсутствует, сделан вывод, что при этих скоростях нагрева происходит рекристаллизация МЗК по механизму зарождения новых центров и их дальнейшего роста. Для случаев  $V_N \sim 0.33-3 \text{ K} \cdot \text{c}^{-1}$  полюсная фигура рекристаллизованных зерен частично напоминает структуру МЗК аустенита при полном исчезновении восстановленной ориентировки. Отмечается рост отдельных кристаллов МЗК за счет остальных. Утверждается, что в данных условиях имеет место преимущественно собирательный рост кристаллов, случайно оказавшихся в относительных положениях, близких к специальным ориентациям.

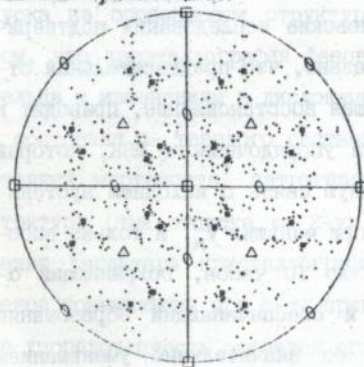


Рис.4. Расчетная полюсная фигура  $\{200\}$ , построенная поворотами реализовавшихся ориентировок МЗК вокруг осей  $\langle 111 \rangle$  на угол  $\varphi = \pm 38^\circ$ . Полюсы, соответствующие поворотам восстановленной ориентировки — (■) и ориентировок вариантов N1,3, 5,7 (табл.2) — (○).

В четвертой главе с целью выяснения влияния различных структурных факторов исходного состояния (остаточного аусте-

нита, дислокационной субструктуры мартенсита, характера ориентированности  $\alpha$ - фазы) на кристаллографические закономерности образования аустенита проведены сравнительные (с закаленными сталями) исследования на предварительно отпущенных сталях и сталях с феррито-перлитной структурой.

Влияние предварительного отпуска на эффект восстановления исходной ориентировки монокристалла аустенита при быстрых нагревах исследовали на углеродистых хромоникелевых сталях. Показано, что низкий отпуск ( $250^{\circ}\text{C}$ , 1 ч.), устраняющий остаточный аустенит в структуре, не исключает возможности восстановления, а только смещает  $V_{кр}$  в область более высоких скоростей. В случае скоростного отпуска, сохраняющего остаточный аустенит и дислокационную субструктуру мартенсита, легированная сталь не утрачивает способности к восстановлению после отпуска на любые температуры, вплоть до субкритических. На основании этих фактов предположили, что для проявления эффекта восстановления необходимо к началу  $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения сохранить дислокационную субструктуру мартенсита и связанный с ней углерод в количестве, достигающем некоторого критического значения. Рентгеновские исследования подтверждают данное предположение. Показано, что предварительный отпуск (до 2-ух ч.) сталей, нарушая восстановление, приводит к образованию кристаллографически упорядоченного МЗК, который проявляет такую же ориентационную связь с исходным аустени- том, как и в закаленной стали при меньших  $V_H$ . И только высокотемпературный отпуск ( $600^{\circ}$  до 10 часов, сохраняющий  $\alpha$ - кристаллы внешне неизменными и обеспечивающий образование феррито-цементитной структуры со значительным уменьшением плотности дислокаций, ведет к нарушению упорядоченности МЗК аустенита.

Влияние отпуска (до 2-ух ч.) на кристаллографию МЗК аустенита исследовали на углеродистой стали. Установлено что, низкотемпературный отпуск ( $200^{\circ}\text{C}$ ) не влияет на кристаллографическую упорядоченность МЗК. Ориентировки  $\gamma$ - кристаллов являются результатом протекания превращения с соблюдением ОС Г-Т. Наблюдается такое же ограничение ориентировок как и для неотпущенного мартенсита, связанное с вырождением вариантов ОС Г-Т в момент  $\alpha\text{-}\gamma$ - перехода. Увеличение температуры отпуска мартенсита до  $600^{\circ}\text{C}$ , когда образовывалась феррито-цементитная структура с ощутимым уменьшением плотности дислокаций, приводило к заметным изменениям в структуре аустенита при последующем нагреве. Хотя МЗК в целом по-прежнему сохраняет кристаллографическую упорядоченность, в нем появляются зерна отсутствовавших для закаленного состояния (при той же  $V_H$ ) ориентировок ОС Г-Т, вследствие уменьшения степени вырожденности вариантов данных ОС при  $\alpha\text{-}\gamma$ - превращении на отпущенных сталях.

На основании исследований влияния предварительного отпуска на особенности структуры аустенита делается вывод о том, что кристаллография фазового  $\alpha\text{-}\gamma$ - превращения чувствительна к изменениям в дислокационной субструктуре мартенсита и состоянию  $\alpha$ - твердого раствора по углероду. Перемены в состоянии мартенсита, затрагивающие его дислокационную субструктуру (при отпуске до 2-ух ч.), приводят только к изменению характера кристаллографической упорядоченности комплекса возникающих при  $\alpha\text{-}\gamma$ - превращении зерен аустенита, сама же упорядоченность остается его неотъемлемой чертой.

Вывод о важной роли дислокационной субструктуры мартенсита в явлении структурной наследственности стали подтверждается результатами исследования влияния степени предвари-

тельного отжига аустенита на восстанавливаемость его структуры после закалки и повторного нагрева. Такие исследования в работе проводили на сталях типа Г2ХНЗМФА, в которых сильным предварительным отжигом аустенита получали стабильную дислокационную субструктуру мартенсита, чему в значительной мере способствовало легирование сталей такими элементами как *Mo*, *V*, *Ti*. Установлено, что с ростом температуры отжига для данных сталей наблюдается тенденция повышения склонности к восстановлению величины исходного зерна аустенита. При достижении предельной температуры 1350°С как для мартенсита, так и для бейнита сталей, характеризующихся сравнительно высоким суммарным содержанием *Mo*, *V*, *Ti*, скоростной интервал измельчения структуры аустенита исчезает и наблюдается восстановление величины бывшего аустенитного зерна во всем диапазоне скоростей повторного нагрева (рис.5).

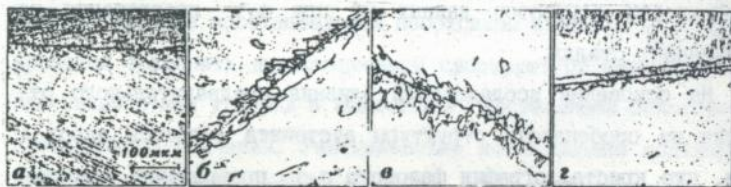


Рис.5. Зеренная структура стали N3 после нагрева до 890°С со скоростями: 0,016 (а); 0,33 (б); 3 (в); 200К·с<sup>-1</sup> (г). Исходное состояние – мартенсит, полученный после предварительного отжига при 1350°С.

Влияние характера ориентированности  $\alpha$ -структуры на проявление эффекта структурной наследственности в сталях изучали на дозвтектоидных сталях 40 и 09Г2 с феррито-перлитной структурой, сравнивая с результатами исследований на закаленных сталях (глава 3). Для этого исходные состояния формировали изотермическим распадом крупнокристаллического аусте-

нита в диапазоне 480+650°С. Различные температуры распада приводили к образованию разных феррито-перлитных структур. Так, в структуре Ст40, полученной при 480°С, дозвтектоидный феррит внутри бывших аустенитных зерен отсутствовал. Состояния, полученные при высоких температурах, характеризовались значительными выделениями такого феррита в форме видманштетта. Установлено наличие текстур в ориентировках  $\alpha$ -кристаллов как для низкотемпературного, так и высокотемпературных состояний. В первом случае наблюдалась текстура феррита перлита, которая удовлетворительно описывается OC(1). Во втором случае наблюдалась двойная текстура, которую можно рассматривать как наложение текстур от OC(1) и OC(2). В обоих случаях  $\alpha$ -фаза проявляет ориентационную связь с исходным аустенитом. Данные состояния использовали для исследования аустенизации.

Нагрев полученных структур немного выше температуры  $A_{C_3}$  со скоростями до 50 К·с<sup>-1</sup> приводил к измельчению исходного аустенитного зерна. В распределении ориентировок аустенита Ст40, полученного нагревом низкотемпературного перлитного состояния, полюсы равномерно заполняли стереографическую проекцию без видимых признаков преимущественных ориентировок. Утверждается, что  $\alpha$ - $\gamma$ -превращение в этом случае является кристаллографически неупорядоченным. Для случаев, когда феррито-перлитная структура была получена изотермическим распадом при высоких температурах, наблюдалась ярко выраженная текстура. Следовательно, присутствие в исходном состоянии видманштеттового феррита приводит к тому, что структура ревертированного аустенита оказывается ориентационно связанной как с  $\alpha$ -фазой, так и с бывшим монокристаллом аустенита. На основании этих фактов, а также сопоставления их с результа-

тами исследований на закаленных сталях, делается вывод о том, что ориентированность исходной  $\alpha$ -структуры сама по себе не обеспечивает проявления структурной наследственности в стали. Необходимым для этого, по-видимому, является наличие в исходном состоянии фазы, которая получена превращением по сдвиговому механизму.

#### ВЫВОДЫ

1. Комплекс мелких зерен (МЗК) аустенита, образующийся при нагреве мартенсита мало- и среднеуглеродистых нелегированных сталей на температуру завершения фазового превращения ( $A_{C_2}$ ), является кристаллографически упорядоченным. Все его особенности однозначно определяются кристаллографией  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Ориентационные соотношения (ОС) между решетками  $\alpha$  и  $\gamma$ -фаз в процессе  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода приблизительно такие же как и при мартенситном превращении - ОС Гренингера-Тройно (Г-Т):  $(111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$ ,  $[01\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [11\bar{1}]_{\alpha}$ . Строение МЗК аустенита, как совокупности кристаллов, количественно неравномерно распределенных по ориентировкам, изменяется с повышением скорости нагрева вследствие постепенного подавления ею возможности реализации отдельных вариантов ориентировок указанных ОС. С приближением к критической скорости нагрева распределение вырождается до единственной ориентировки - исходного монокристалла аустенита.

2. Зерна аустенита, образующегося при ускоренном нагреве мартенсита углеродистой легированной (хромоникелевой) стали, ориентированы закономерно. Такая закономерность является следствием протекания  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения согласно двум существенно различающимся типам ОС:  $(211)_{\gamma} \parallel (110)_{\alpha}$ ,  $[0\bar{1}1]_{\gamma} \parallel [1\bar{1}2]_{\alpha}$  и  $(111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$ ,  $[01\bar{1}]_{\gamma} \wedge 2.5^{\circ} [11\bar{1}]_{\alpha}$ .

3. Структура МЗК аустенита, сформировавшаяся после  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ -

превращений в пакетном мартенсите углеродистой стали, испытывает при дальнейшем нагреве в область надкритических температур рекристаллизацию, вызванную фазовым наклепом. В случае высоких скоростей нагрева стали под аустенизацию, рекристаллизация протекает по механизму зарождения и роста новых центров. При не очень быстром нагреве она способна развиваться путем собирательного роста отдельных кристаллов с непрерывным поглощением зерен восстановленной ориентировки. И в том, и в другом случаях температура завершения указанных процессов может быть отождествлена с точкой "b" Чернова.

4. Влияние предварительного отпуска закаленной легированной стали на восстановление ее аустенитной структуры при быстром нагреве выражается в том, что, нарушая восстановление, отпуск приводит к возникновению упорядоченного МЗК аустенита. Его кристаллографическая упорядоченность является следствием протекания  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с соблюдением характерных для данных сталей (при нагреве мартенсита) ОС. Для проявления эффекта восстановления исходной аустенитной структуры необходимо до начала  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения сохранить дислокационную субструктуру мартенсита и связанный с ней углерод в количестве, достигающем некоторого критического значения.

5. Исследовано влияние предварительного отпуска мартенсита углеродистой стали на строение МЗК аустенита, возникающего при последующем нагреве до температуры  $A_{C_3}$ . Показано, что такой отпуск (до 2ч.) сохраняет кристаллографическую упорядоченность МЗК аустенита, поскольку, как и в закаленных сталях, фазовое  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение при всех условиях нагрева протекает с соблюдением ОС Г-Т. Влияние отпуска сказывается только в изменении степени вырождения ориентационных вариантов в момент превращения, что приводит по сравнению с зака-

ленной стали к появлению новых ориентировок зерен  $\gamma$ -фазы, разрешенных данными соотношениями. Причиной этого является чувствительность кристаллографии  $\alpha$ - $\gamma$ -превращения к изменениям в дислокационной субструктуре мартенсита.

6. Установлено, что при сильных степенях предварительного отжига аустенита (выше  $1300^\circ\text{C}$ ) малоуглеродистых сложнoleгированных сталей, привычная схема структурной наследственности может нарушаться. Стали, легированные  $\text{Mo}$ ,  $\text{V}$ ,  $\text{Ti}$  (суммарное содержание  $\sim 0.4+0.5\%$ ), закаленные после отжига на мартенсит или бейнит, приобретают свойство восстанавливаемости своей аустенитной структуры во всем диапазоне скоростей повторного нагрева.

7. Для  $\alpha$ -кристаллов перлита, образующегося в условиях изотермического распада аустенита дозвтектоидных нелегированных сталей при температурах  $480-650^\circ\text{C}$ , подтверждено наличие ОС по отношению к исходному аустениту в соответствии с законом:  $(211)_\gamma \parallel (110)_\alpha$ ,  $[0\bar{1}1]_\gamma \parallel [1\bar{1}2]_\alpha$ .

8. Кристаллы аустенита, возникающего в условиях ускоренного нагрева сталей с перлитной структурой, ориентированы по отношению к ферриту перлита (следовательно и к старому аустениту) случайным образом. Присутствие же в исходной (перед нагревом) структуре дозвтектоидного феррита в форме видманштетта приводит к закономерному характеру в распределении ориентировок  $\gamma$ -кристаллов, вследствие кристаллографической упорядоченности образования аустенита.

Основное содержание диссертации опубликовано в работах:

1. Ошкадеров С.П., Приходько С.В., Телевич Р.В. Выходотемпературная рентгеновская камера//Заводская лаборатория. -1989.

-N7. -С.45-46.

2. Ошкадеров С.П., Приходько С.В., Телевич Р.В., Якушечкин Е.И. Кристаллография МЗК аустенита, сформировавшегося в отпущенном пакетном мартенсите малоуглеродистой стали при быстром нагреве // Металлофизика. -1991. -13, N2. -С.37-47.

3. Телевич Р.В., Кочерга О.В., Приходько С.В., Якушечкин Е.И. Кристаллография образования аустенита вблизи поверхностей раздела // Металлофизика. -1991. -13, N9. -С.52-59.

4. Приходько С.В., Телевич Р.В., Якушечкин Е.И. Влияние перегрева легированной малоуглеродистой стали на структурную наследственность // Металлофизика. -1993. -15, N1. -С.33-42.

5. Телевич Р.В., Приходько С.В. Кристаллография образования аустенита в закаленной углеродистой стали // Металлофизика. -1993. -15, N4. -С.26-38.

6. Телевич Р.В., Приходько С.В. Образование структуры аустенита в закаленных легированных сталях // Металлофизика. -1993. -15, N8. -С.47-55.

7. Телевич Р.В., Приходько С.В., Кочерга О.В. Кристаллография  $\alpha$ - $\gamma$ - превращения в отпущенной конструкционной стали. Ч.1. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на структурную наследственность при быстром нагреве // Металлофизика. -1993. -15, N10. -С.81-89.

8. Телевич Р.В., Приходько С.В. Кристаллография  $\alpha$ - $\gamma$ - превращения в отпущенной конструкционной стали. Ч.2. Влияние степени предварительного отпуска мартенсита на кристаллографию мелкозернистого комплекса (МЗК) аустенита // Металлофизика. -1993. -15, N12. -С.35-41.

9. Телевич Р.В., Приходько С.В. Рекристаллизация мелкозернистого комплекса (МЗК) аустенита углеродистой стали // Металлофизика и новейшие технологии. -1994. -16, N3.

-С.58-64.

10. Телевич Р.В., Приходько С.В. Кристаллография образования феррито-перлитной структуры в доэвтектоидных сталях. Ч.1. Рентгенографические данные // Металлофизика и новейшие технологии. -1994. -16, №7. -С.39-45.
11. Телевич Р.В., Приходько С.В. Кристаллография образования аустенита в условиях нагрева доэвтектоидных сталей с феррито-перлитной структурой // Металлофизика и новейшие технологии. -1994. -16, №8. -С.28-33.
12. Ошкадеров С.П., Петьков В.В., Приходько С.В., Телевич Р.В. Высокотемпературная рентгеновская камера. // А.с. СССР NI467472 // Бюл. изобр. -1989 -N11. -С.176.
13. Деревягин А.Н., Кац А.М., Кочерга О.В., Ошкадеров С.П., Петьков В.В., Приходько С.В., Телевич Р.В. Высокотемпературная рентгеновская камера // А.с. СССР NI655188 // Бюл. изобр. -1991 -N21. -С.237.
14. Ошкадеров С.П., Приходько С.В. Телевич С.П. Кристаллография МЗК аустенита, сформировавшегося в пакетном мартенсите малоуглеродистой стали при быстром нагреве // 6-я Всесоюзная конференция "Текстуры и рекристаллизация в металлах и сплавах". -Свердловск, 1991. -С.38.
15. Oshkadoerov S.P., Prikhod'ko S.V., Televich R.V. High-Speed Roentgenography at a High Temperature // 6 Tagung Festkorperanalytik. -Karl-Marx-Stadt, DDR -1990. -S.232.
16. Prikhod'ko S.V., Televich R.V. X-Ray Diffraction Rapid Registration Method at a High Temperature // Third European Powder Diffraction Conference EPDIC-3. -Vienna, Austria, -1993. -P.59.
17. Televich R.V., Prikhod'ko S.V. Crystallography of Austenite Structure Forming in Quenched Carbon Steel Under Hea-

ting // Third European Powder Diffraction Conference EPDIO-3. -Vienna, Austria, -1993. -P.62.

18. Televich R.V., Prikhod'ko S.V. Crystallography of Austenite Formation in Quenched Carbon Steel // XVI Conference on Applied Crystallography. -Cieszyn, Poland, -1994. -P.75.

19. Prikhod'ko S.V., Televich R.V. High Temperature X-Ray TV Equipment for Rapid Registration // XVI Conference on Applied Crystallography. -Cieszyn, Poland, -1994. -P.31.

Аннотация.

Приходько С.В. Исследование кристаллографии образования аустенита при нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита. Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук по специальности 01.04.07 - физика твердого тела, Институт металлофизики НАН Украины, Киев, 1994.

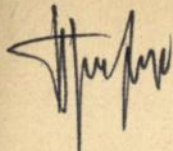
Защищается 17 научных работ и 2 авторских свидетельства, которые содержат исследования кристаллографии образования аустенита в сталях при нагреве пакетного мартенсита. Установлено, что структура аустенита, возникающая в результате  $\alpha\text{-}\gamma$  превращения, во всем диапазоне скоростей нагрева является кристаллографически упорядоченной. Ее нагрев в область надкритических температур приводит к рекристаллизации, вызванной фазовым наклепом.

Ключові слова: аустеніт, орієнтаційні співвідношення, структурна спадковість.

Prikhod'ko S.V. Investigation of Austenite Formation Crystallography in Heated Packet Martensitic Steels.

Dissertation is defended as a candidate work for the physical and mathematical sciences, spetiality of 01.04.07 - solid state physics, Institute for Metal Physycs NAS of Ukraine, Kiev, 1994.

17 Scientific publications and 2 author's certificates are defended, these are centered on the crystallography of austenite formation in steels under the heating of the packet martensite. It was determined that austenite structure, resulted from  $\alpha\text{-}\gamma$  transition is crystallografically ordered at any heating rates. Its heating to the supercritical temperatures leads to recrystallisation induced by phase hardening.



Подписано в печать 26.10.94г формат 60x84/16  
Бумага писчая. Усл. печ.л. 1,0. Тираж 100 экз. Заказ №1543  
Отпечатано ЦУОН ГНПП "Плодвинконсерв" г. Киев, Саксаганского,1

AB 31.391

**AB 31.391**