

043

Г598

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ  
имени Ленинского комсомола

На правах рукописи

Аспирант Гойхенберг В.Н.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ  
И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В СПЛАВАХ С  $\delta \rightarrow \alpha$ ,  $\delta \rightarrow \epsilon$   
И  $\delta \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  ПР"ВРАЩЕНИЯМИ

Специальность 05.320 -  
"Металловедение и термическая обработка металлов"

(Диссертация написана на русском языке)

Автореферат диссертации на  
соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Челябинск - 1972

ЧПИ

Работа выполнена на кафедре металловедения Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола.

Научные руководители:  
профессор, доктор технических наук М.М.Штейнберг,  
доцент, кандидат физико-математических наук Д.А.Мирзаев.

Официальные оппоненты:  
профессор, доктор технических наук К.А.Малышев,  
доцент, кандидат технических наук В.А.Гольцов.

Ведущее предприятие - Уральский научно-исследовательский институт черных металлов.

Автореферат разослан " - " \_\_\_\_\_ 1972 г.

Защита диссертации состоится " " \_\_\_\_\_ 1972 г.  
на заседании Совета по присуждению ученых степеней Metallургического факультета Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола (454044, г.Челябинск, 44, пр.им. В.И.Ленина, 76, главный корпус, телефон 89-89-64).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

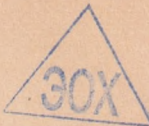
Просим Вас и сотрудников Вашего учреждения, интересующихся темой диссертации, принять участие в заседании Ученого Совета или прислать отзывы в 2-х экземплярах, заверенные печатью.

Ученый секретарь Совета  
доцент, канд. техн. наук

*В.Н.Гончар*

(В.Н.Гончар)





Министерство высшего и среднего специального образования СССР

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ  
имени Ленинского комсомола

На правах рукописи

Аспирант Гойхенберг Ю.Н.

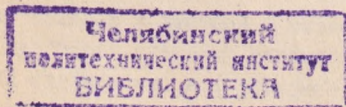
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ  
И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В СПЛАВАХ С  $\delta-\alpha$ ,  $\delta-\epsilon$   
И  $\delta-\epsilon+\alpha$  ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Специальность 05.320 -  
"Металловедение и термическая обработка металлов"

05.16.01

(Диссертация написана на русском языке)

Автореферат диссертации на  
соискание ученой степени  
кандидата технических наук



Челябинск - 1972

Работа выполнена на кафедре металловедения Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола.

Научные руководители:

профессор, доктор технических наук М.М.Штейнберг,  
доцент, кандидат физико-математических наук Д.А.Мирзаев.

Официальные оппоненты:

профессор, доктор технических наук К.А.Малишев,  
доцент, кандидат технических наук В.А.Гольцов.

Ведущее предприятие - Уральский научно-исследовательский институт черных металлов.

Автореферат разослан " - " \_\_\_\_\_ 1972 г.

Защита диссертации состоится " - " \_\_\_\_\_ 1972 г.  
на заседании Совета по присуждению ученых степеней Metallургического факультета Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола (454044, г.Челябистик, 44, пр.им. В.И.Ленина, 76, главный корпус, телефон 39-39-64).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Просим Вас и сотрудников Вашего учреждения, интересующихся темой диссертации, принять участие в заседании Ученого Совета или прислать отзывы в 2-х экземплярах, заверенные печатью.

Ученый секретарь Совета  
доцент, канд. техн. наук

*В.Н. Гончар*

(В.Н. Гончар)



Весьма перспективным для улучшения механических свойств метастабильных аустенитных сталей является использование мартенситного превращения, протекающего в процессе пластической деформации. Эти стали имеют низкий предел текучести и высокое удлинение в закаленном состоянии, и после наклепа, несмотря на интенсивное упрочнение аустенита при деформации, высокие значения предела текучести достигнуть не удается, тогда как относительное удлинение резко падает. Существенное упрочнение аустенитных сталей достигается пластической деформацией, сопровождающейся образованием мартенсита. Кроме того, если предварительно упрочненный аустенит будет способен к мартенситному превращению при пластической деформации, то его пластичность сильно повышается, что обеспечивает сочетание высоких свойств прочности и пластичности.

Для обоснованного выбора новых материалов, упрочняемых мартенситом деформации, и изыскания рациональных способов их обработки необходимы систематические исследования закономерностей образования мартенсита при пластической деформации нестабильных аустенитных сплавов и выяснения физической природы упрочнения. При этом необходимо учитывать, что мартенситное превращение при пластической деформации аустенитных сплавов может протекать по различным схемам, что, по-видимому, должно отразиться на характере формирования механических свойств.

В тех случаях, когда сталь должна находиться в однофазном аустенитном состоянии, дополнительное упрочнение аустенита может быть достигнуто не только пластической деформацией, дисперсионным твердением или фазовым наклепом, но и путем получения мартенсита деформации, его старением и последующим обратным  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращением.

Настоящая работа посвящена изучению особенностей мартенситных  $\gamma \rightarrow \alpha$ ,  $\gamma \rightarrow \epsilon$  и  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  превращений при пластической деформации сплавов с высокой и низкой энергией дефектов углерода (ДУ), процессов старения мартенсита деформации и возможности упрочнения сплавов как в двухфазном, так и однофазном аустенитном состоянии.



## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом для исследования служили нержавеющие стали X18Ni10Cr и 000X18Ni2 промышленной вакуумно-индукционной плавки, железоникелевые и кобальт-никелевые сплавы, выплавленные в лабораторных условиях. Составы исследованных сплавов и температуры начала мартенситного превращения  $M_s$  приведены в табл. I.

Таблица I  
Химический состав и температура  $M_s$  исследованных сплавов\*

Сплавы	Химический состав, вес. %								$M_s$ , °C
	C	Mn	Cu	Si	Ti	Ni	Cr	Co	
X18Ni10Cr	0,07	1,56	0,05	0,17	0,55	10,30	18,07	-	-125
000X18Ni2	0,023	0,08	0,07	0,20	0,001	12,69	18,01	-	-170
Co-32% Ni	-	-	-	-	-	32,0	-	68	-85
H28	0,03	0,63	-	0,58	-	28,11	0,08	-	-55
H28C	0,04	0,10	-	1,50	-	28,10	0,07	-	+10
H29C2	0,07	0,13	-	2,02	-	29,30	0,09	-	-60

\* Содержание серы и фосфора в исследованных сплавах находится в пределах 0,005-0,022 и 0,012-0,021% соответственно.

Все сплавы были гомогенизированы при 1150° в течение 10-20 час., прокованы на прутки сечением 18x18 мм и после закалки от температур выше 1000° являлись однофазными твердыми растворами с ГЦК решеткой.

Структурные изменения, вызванные пластической деформацией, изучали металлографическим, рентгеноструктурным методами и методом магнитной металлографии на полированной ненаклепанной поверхности образцов. Для получения крупного зерна (1-3 мм) образцы сплавов Fe-Ni, Fe-Ni-Cr и Co-32% Ni отжигали в атмосфере аргона при 1250° - 4 часа, 1150° - 1 час и 1100° - 1 час соответственно. Подготовка поверхности образцов проводилась такими способами, при которых поверхностный мартенсит отсутствовал и образцы имели полированную поверхность без релье-

фа. Деформация образцов осуществлялась растяжением при различных температурах выше и ниже  $M_d$  в специальном приспособлении.

Изучение упрочнения сплавов как в двухфазных, так и в однофазном аустенитном состояниях и процессов старения мартенсита деформации проводили на нержавеющих сталях и сплаве H28. С этой целью были изготовлены образцы диаметром 14 и длиной 200 мм, которые после закалки от 1100-1050° имели зерно 6-6, 4-5 и 6 баллов для сталей X18Ni101, 000X18Ni2 и H28, соответственно. Деформации осуществляли в ручьевом прокатном стане при температурах выше и ниже  $M_d$  (100, 20, -40, -70, -100 и -196°С) с обжатиями от 12 до 45%.

Фазовый состав сталей после деформаций при различных температурах и закалки определяли по отношению интегральных интенсивностей интерференционных линий разных фаз, полученных при съемке с вращением на дифрактометре УРС-50ИИ в отфильтрованном железном излучении.

Тонкую структуру мартенсита деформации изучали методом аппроксимации формы линий аналитическими функциями. Промежуточные профили интерференционных линий 110 и 220  $K_{\alpha}$  по точкам в молибденовом излучении с помощью сцинтиляционного счетчика СРС-4.

Параметр решетки мартенсита определяли по центрам тяжести интерференционных линий 211 и 220  $K_{\alpha}$ , записанных в железном излучении.

Изменение углов разориентировки зерен аустенита сплава H29C2 в процессе пластической деформации изучали в монохроматическом железном излучении по методу Берг-Баррета, а также по методике, предложенной Кайбышевым О.А., Эпштейном Г.Н. и Казачковым И.В. Эти два метода определения максимальной разориентировки по зерну дали хорошо совпадающие результаты.

Изучение неупругих свойств аустенита нержавеющих сталей (внутреннего трения) и микродеформации (критических напряжений деформации  $\sigma_0$  и предела текучести  $\sigma_{т.к}$ ) проводили на установке, позволяющей производить комплексные измерения этих характеристик в интервале температур от -150 до +500° и в интервале амплитуд деформации от  $10^{-6}$  до  $10^{-2}$ . Амплитудную зависимость внутреннего трения (А.З.В.Т.) изучали при температурах немного выше  $M_d$  и  $M_s$  на проволочных образцах, предварительно



отожженных в аргоне при  $1150^{\circ}$  (1 час) по схеме обратного крутильного маятника с оптической фотозаписью виброграмм. Запись кривой кручения проводили при непрерывном нагружении. По кривой микродеформации определяли предел текучести и экстраполированные критические напряжения деформации  $\sigma_c$  из предположения, что кривая микродеформации описывается уравнением

$$\sigma = k \delta^2 \quad (1)$$

Изменение подвижности дислокаций после различных вариантов обработки оценивали по А.З.В.Т. на установке, предназначенной для исследования массивных образцов (диаметром 5 и рабочей длиной 30 мм) в магнитном поле насыщения.

Температуры  $A_n$  и  $A_k$  - начала и конца обратного превращения мартенсита в аустенит определяли на оптическом dilatометре Шевенара при скорости нагрева  $120^{\circ}/\text{мин}$ . Кинетику обратного  $\alpha \rightarrow \delta$  превращения изучали магнитометрическим методом на магнитометре Д.С.Штейнберга с напряженностью поля 5000 э. Измерение количества  $\alpha$ -фазы после различных выдержек при температурах, лежащих в интервале  $A_n \div A_k$  и выше, проводили при комнатной температуре.

Механические свойства сталей после различных режимов обработки определяли на стандартных пятикратных разрывных образцах диаметром 5 мм. Испытания проводили на разрывной машине ИМ-4Р при комнатной температуре, а также во избежание образования мартенсита в процессе растяжения при  $85^{\circ}\text{C}$ . Ударную вязкость определяли при комнатной температуре на нестандартных образцах сечением  $5 \times 5$  мм, глубиной надреза 1 мм и радиусом закругления 0,25 мм.

Склонность сталей после различных обработок к межкристаллитной коррозии оценивали по методу Д (ГОСТ 6032-58).

#### ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ И НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ

В Fe-Ni сплавах, имеющих высокую энергию  $DU$ , при растяжении в интервале  $M_1 \div M_2$  пластическая деформация осуществляется скольжением, характеристики которого такие же, как для стабильных твердых растворов с ГЦК решеткой, но, начиная с некоторой



степени деформации ( $\epsilon_0$ ), еще и мартенситным превращением. При всех температурах образование  $\alpha$ -мартенсита протекает вяло и начинается с некоторой определенной степени деформации ( $\epsilon_0$ ), которая уменьшается с приближением к  $M_s$ . Мартенсит ( $\alpha$ ), возникающий при деформации из аустенита, никогда не формируется по линиям скольжения, а всегда их пересекает, и его иглы чаще всего направлены под небольшим углом к какой-либо системе скольжения и параллельны друг другу. Мартенсит образуется в виде отдельных коротких иголок и скоплений параллельных иголок, иногда идущих через все зерно. Для образования мартенсита при деформации в зерне поликристалла благоприятной является область, примыкающая к границам зерен. От границы растут группы или обособленные иглы мартенсита. Сами границы зерен также, по-видимому, благоприятны для образования в них крупных кристаллов мартенсита. Наблюдается неравномерное распределение мартенсита как между отдельными зернами, так и в пределах одного зерна.

Для сопоставления картины, наблюдаемой после деформации на поверхности со структурой, образующейся в глубине образцов, химической полировкой (следовала за растяжением) снимался слой 0,5 мм. Затем поверхность гравили царской водкой и на нее наносили магнитную пасту. После отмытки магнитной пасты выявились мартенситные иглы, не образующие рельеф, вид которых и взаиморасположение такие же, как у мартенсита, фиксируемого на полированной поверхности, непосредственно после растяжения. Сопоставление данных рентгеноструктурного и магнитного методов показало, что среднее количество мартенсита в объеме образца мало отличается от его содержания на поверхности. Таким образом, наблюдаемый нами на полированной поверхности и в глубине образца мартенсит, возникающий при деформации, идентичен и существенно отличается по своим структурным формам от поверхностного мартенсита.

Образование мартенсита деформации в сплаве H29C2 вызывает значительно более резкое увеличение разориентировки по зерну аустенита, чем образование мартенсита охлаждения или деформация аустенита выше  $M_d$ . При этом рефлекс на микрорентгенограмме разбивается на множество мелких участков, и из отражающего положения выпадают многие области зерна.



Представлялось важным проследить за образованием мартенсита при деформации сплава, содержащего мартенсит охлаждения. С этой целью подвергали растяжению при 20 и 60° сплав H28C, который содержал около 20% мартенсита. Перед деформацией шлифы травили 4% раствором азотной кислоты в спирте, вследствие чего мартенсит охлаждения приобретал темную окраску. При растяжении шлифов выявилось весьма интересное явление. Наряду с возникновением линий скольжения и мартенсита отчетливо наблюдался процесс подрастания игл мартенсита охлаждения. Изменение длины и ширины игл мартенсита охлаждения иногда достигает размеров исходных игл.

В сплавах с низкой энергией ДУ (Co-32% Ni, 000X18Ni2 и X18Ni101) пластическая деформация в температурной области  $M_d - M_s$  приводит к образованию  $\epsilon$ -мартенсита с ГПУ решеткой. При деформации этих сплавов чуть ниже  $M_d$  превалирует скольжение, а, начиная с некоторой степени деформации, образуется незначительное количество мартенсита. С понижением температуры происходит интенсивное образование  $\epsilon$ -фазы уже при малых степенях деформации (<1%). Металлографически  $\epsilon$ -фаза юхока на линии скольжения, параллельна им и, следовательно, образуется в плоскостях  $\{111, \gamma\}$ . Число полос  $\epsilon$ -фазы увеличивается с понижением температуры и увеличением степени деформации, причем ширина полос изменяется мало, а длина определяется размером зерна. В нержавеющей сталях  $\epsilon$ -фаза является промежуточным продуктом, и уже на начальных стадиях пластической деформации ниже  $M_d$  в некоторых полосах  $\epsilon$ -фазы наблюдаются участки дисперсного  $\alpha$ -мартенсита. С увеличением степени деформации количество  $\alpha$ -мартенсита растет, он постепенно заполняет все полосы  $\epsilon$ -фазы, и при деформациях на 25-30% вблизи  $M_s$  его количество достигает почти 100%. Рентгенографически вначале появляются интерференционные линии  $\epsilon$ -фазы, а при больших степенях деформации и  $\alpha$ -мартенсита. Количество образующейся  $\epsilon$ -фазы в зависимости от степени деформации изменяется по кривым, форма которых определяется температурой деформации. При -30, -40° наблюдается плавное нарастание количества  $\epsilon$ -мартенсита с увеличением степени деформации. При более низких температурах (-60--90°) количество  $\epsilon$ -фазы в зависимости от степени деформации меняется по кривым с максимумом, причем максимум с понижением температуры



сдвигается в область меньших степеней деформации. Уменьшение количества  $\epsilon$ -фазы с ростом деформации при низких темп. зратурах объясняется тем, что при больших степенях деформации резко возрастает скорость образования  $\alpha$ -мартенсита в полосах  $\epsilon$ -фазы. Образование  $\alpha$ -мартенсита в зависимости от степени и температуры деформации описывается уравнением [1]

$$\frac{C_{\alpha}}{1-C_{\alpha}} = BE^{\eta_1} \quad (2, a)$$

Анализ показал, что кривые образования  $\epsilon$ -мартенсита подчиняются аналогичному уравнению

$$\frac{C_{\epsilon}}{1-C_{\epsilon}} = A\epsilon^{\eta_2} \quad (2, b)$$

где  $C_{\epsilon}$  - общее количество  $\epsilon$ -фазы, возникшей при растяжении, равное

$$C_{\epsilon} = C_{\epsilon}^0 + C_{\alpha} \quad (3)$$

Здесь  $C_{\epsilon}^0$  и  $C_{\alpha}$  - объемные доли  $\epsilon$ - и  $\alpha$ -фаз, обнаруживаемые после некоторой деформации  $\epsilon$ .

Параметры  $\eta_1$  и  $\eta_2$  не зависят от температуры и равны:  $\eta_1 = 2,15$ ;  $\eta_2 = 1,51$ . В исследованном интервале температур ( $-30^{\circ}$ - $90^{\circ}$ ) коэффициенты  $A$  и  $B$  интенсивно увеличиваются с понижением температуры. Зависимость  $\ln A = \psi(\frac{1}{T})$ ,  $\ln B = \psi(\frac{1}{T})$  является линейной, следовательно

$$A = A_0 e^{\frac{u_1}{RT}}; \quad B = B_0 e^{\frac{u_2}{RT}} \quad (4)$$

где  $A_0 = 8,13 \cdot 10^{-5}$ ;  $B_0 = 3,98 \cdot 10^{-5}$ ;  $u_1 = u_2 = 5,02 \cdot 10^3$  кал/мол.

Для сплавов с различной схемой превращения наблюдается различная температурная зависимость предела текучести. В сплавах с  $\delta + \epsilon (+\alpha)$  превращениями  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_{TK}$  и  $\sigma_0$  претерпевают аномальное снижение вблизи  $M_s$ . В работе [2] подобный эффект получен на мон. кристаллах  $Fe-16\% Cr-12\% Ni$ , причем значение критических напряжений деформации при  $M_s$  падало до нуля.

Наблюдения интерференционной картины на микроинтерферометре МИИ-4 показали, что мартенситные продукты в разных сплавах создают специфическое изменение формы на полированной поверхности. В  $Fe-Ni$  сплаве рельеф  $\alpha$ -мартенсита наблюдается в виде хребта с

одним пологим, а другим резким склоном, причем смещение точек аустенита левее и правее игл отсутствует. Это свидетельствует о том, что сдвиговая деформация вдоль плоскости габитуса скомпенсирована в аустените аккомодационной деформацией. Следовательно,  $\chi$ -мартенсит в процессе пластического формоизменения сдвигом участвовать не может и не вызывает аномального падения предела текучести вблизи  $M_s$ .

Напротив, пластины  $\epsilon$ -фазы создают рельеф типа ступенек и точки аустенита левее и правее пластин смещены относительно друг друга на высоту выступа. Это показывает, что образование  $\epsilon$ -фазы в процессе растяжения вызывает сдвиговую макроскопическую деформацию. Внешние напряжения помогают "химическим напряжениям", действующим на частичные дислокации, преодолеть потенциальный барьер преобразования монослойного  $DU$  в пластинку  $\epsilon$ -фазы. Очевидно, что уровень внешних напряжений, вызывающих фазовое превращение, уменьшается с приближением к  $M_s$ . С другой стороны, среди всех возможных вариантов габитуса  $\{III\}_\gamma$  при пластической деформации реализуется та плоскость, по которой касательные напряжения максимальны. Поэтому сдвиг в результате превращения, накладываясь на сдвиг скольжения, дает определенный вклад в макроскопическую деформацию.

Считая, что пластическая деформация осуществляется независимо при малых степенях деформации скольжением и мартенситным превращением, выведено уравнение для деформирующих напряжений

$$\tau_s = \tau_0(\epsilon) + \frac{KT}{V} \ln \left[ 1 - \frac{S_0}{\bar{m}} \frac{An\epsilon^{n-1}}{(A\epsilon^{n+1})^2} \right], \quad (5)$$

где  $\tau_0(\epsilon)$  — напряжения деформирования в отсутствие фазового превращения;

$S_0$  — относительная сдвиговая деформация вдоль плоскости габитуса;

$V$  — объем активации.

Уравнение (5) предсказывает резкое падение  $\tau_s$  с температурой. Примем  $\epsilon = 2 \cdot 10^{-4}$ . Независимо от конкретных значений  $V$

$\tau_s$  близко к нулю, когда

$$\frac{S_0}{\bar{m}} \frac{An\epsilon^{n-1}}{(A\epsilon^{n+1})^2} = 1. \quad (6)$$



Для стали 00X18H12  $\xi_0 = 0,28$ ;  $n = 1,51$ , для поликристалла  $\bar{m} \approx 3$ . Откуда  $\rho \approx 500$ . Тогда из уравнения (4) температура резкого спада  $\tau_r$  равна 164°K, что удовлетворительно согласуется с нашими экспериментами и объясняет результаты работы [2]. В поликристаллах снижение  $\tau_r$  оказывается не столь значительным вследствие различия в ориентировках отдельных зерен.

В нержавеющей стали вблизи  $M_s$  наблюдается сильное увеличение А.З.В.Г. при напряжениях 1-4 кг/мм<sup>2</sup>, близких к  $\beta_{TK}$ . При этих напряжениях возможно образование  $\epsilon$ -мартенсита. Поэтому можно предполагать, что эффект резкого подъема декрементов затухания связан с упругими колебаниями когерентной межфазной поверхности, образующейся при этих напряжениях  $\epsilon$ -фазы, что обосновывает выбор  $\epsilon$  в уравнении (5).

Таким образом, описанные упруго-пластические эффекты связаны с кристаллографической особенностью перестройки ПЦК → ГПУ и, по-видимому, должны наблюдаться в других сплавах, имеющих подобную кристаллогеометрию мартенситного превращения ( $Fe-Mn$ ,  $Fe-Re$  и др.).

#### УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИИ

Различия в специфике мартенситного превращения при пластической деформации в  $Fe-Ni$  и  $Fe-Cr-Ni$  сплавах должны были отразиться на механических свойствах. Если в  $Fe-Ni$  сплавах мартенситное превращение при пластической деформации даже вблизи  $M_s$  идет вяло, то в нержавеющей стали понижение температуры деформации до  $M_s$  приводит к интенсивному увеличению количества  $\epsilon$ -мартенсита, микрорискажений в нем и сильному росту прочностных свойств. После деформации при -100° на 25-30%  $\sigma_{0.2}$  и  $\sigma_b$  оказываются, примерно, в два раза больше, чем в случае деформации аустенита на ту же степень при +100°, когда имеет место лишь деформационное упрочнение. Большой выигрыш в прочностных свойствах при этом не сопровождается сколь-либо заметным снижением  $\delta$  и  $\psi$  по сравнению с деформированным аустенитом после испытаний при 85°. Обратно на 25-30% сплавов H28, X18H10I и 000X18H12 при температурах -40, -30 и -50° соответственно позво-



лает получить в них одинаковое количество мартенсита порядка 40%. При этом значительно упрочняются нержавеющие стали (таблица 2), в которых образование  $\alpha$ -мартенсита протекает через  $\epsilon$ -фазу. Это можно объяснить тем, что  $\epsilon$ -фаза образуется в линиях скольжения и блокирует их. Кроме того,  $\alpha$ -мартенсит нержавеющих сталей более дисперсный, так как длина его пластин ограничена шириной  $\epsilon$ -полосы. Заметим, что наклепываемость аустенита исследованных материалов примерно одинакова.

Таблица 2

Механические свойства нержавеющих сталей и сплава Н28, содержащих 40% мартенсита деформации (испытания при 65°)

Сплав	$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,1}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %
X18Ni10I	109	112	12	58
000X18Ni2	96	101	14	74
Н28	83	85	10	60

Последующий нагрев нержавеющих сталей после пластической деформации, не оказывая особого влияния на свойства наклепанного аустенита, изменяет свойства сплавов с мартенситом. После одночасовой выдержки в температурном интервале 350–450° прочностные характеристики сталей, содержащих мартенсит деформации, значительно повышаются. Наибольший прирост прочностных характеристик получается при 450° для стали X18Ni10I и при 400° для сплава 000X18Ni2. Эти температуры находятся чуть ниже температуры начала обратного мартенситного превращения. Свойства пластичности для стали X18Ni10I, начиная с температуры старения 350°, понижаются, достигая минимума при 450°, а для сплава 000X18Ni2 они почти не изменяются в этом температурном интервале. Значительному повышению прочностных свойств при старении сопутствует некоторое дополнительное снижение ударной вязкости сталей. После нагрева до более высоких температур прочностные характеристики закономерно понижаются, а свойства пластичности и ударная вязкость повышаются в связи с развитием обратного  $\alpha$ - $\delta$  превращения. С увеличением длительности старения до 30 часов



при 450 и 400° для сталей X18H10I и 000X18H12 соответственно прочностные свойства продолжают возрастать, однако, основное их приращение наблюдается в пределах часовой выдержки. После часовой выдержки при этих температурах дополнительный прирост  $\sigma_{0.2}$  и  $\sigma_b$  тем выше, чем больше мартенсита деформации, а при равных количествах мартенсита прирост тем больше, чем большей оказалась необходимая деформация для получения заданного количества мартенсита. Во всех случаях при старении сталь X18H10I упрочняется более значительно, чем сплав 000X18H12.

Твердость сплава H28 с 40% мартенсита деформации увеличивается незначительно в температурном интервале 300–350°, а после нагрева до более высоких температур закономерно уменьшается в связи с развитием  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения.

Повышение прочностных характеристик после нагрева в температурном интервале 350–450° свидетельствует о протекании в мартенсите деформации нержавеющей сталей процессов старения, которые не имеют существенного развития как в деформированном аустените, так и в мартенсите железоникелевого сплава.

Рентгеноструктурный анализ осадков анодного растворения и электронномикроскопические исследования фольг состаренного при температурах 400–450° в течение 1 и 30 часов мартенсита показали, что никаких карбидных или интерметаллидных фаз в сплаве 000X18H12 не образуется, а в стали X18H10I небольшое количество фаз  $TiC$  и  $TiN$  уже присутствовало в аустените после закалки. Параметр решетки мартенсита нержавеющей сталей существенно увеличивается при старении в интервале температур 350–500°. Зависимость параметра мартенсита от температуры нагрева после часовых выдержек представляет собой кривую с максимумом, смещенным относительно максимума на кривой твердости на 50–70° в сторону более высоких температур. Кривые зависимости микронскажений\* и размеров блоков мартенсита деформации стали X18H10I от температуры нагрева также имеют максимум, причем совпадающие по температурной шкале с максимумом на кривой твердости. Увеличение параметра решетки, микронскажений и размера

\* Измеренные  $\frac{\Delta d}{d}$ , по-видимому, содержат вклад концентрации неоднородности: не являются истинными.



блоков мартенсита завершается в течение первого часа изотермической выдержки при 450 и 400° для сталей X18NiCr и 000X18Ni2, соответственно. На дилатограммах обоих сплавов также обнаруживается незначительное увеличение объема в течение первого часа выдержки. Увеличение длительности старения не приводит к заметному изменению изученных характеристик. Из данных по А.З.В.Г. для нержавеющей сталей видно, что старение при оптимальных температурах в течение одного часа сильно закрепляет дислокационную структуру мартенсита деформации: наблюдается наименьший наклон кривой и наибольшее значение  $\tau_{50}^{\%}$ . Для деформированного аустенита нержавеющей сталей одночасовой отжиг при тех же температурах почти не влияет на подвижность дислокаций.

Полученные данные показывают, что упрочнение при старении мартенсита не связано с выделением каких-либо диспергированных фаз и всецело обусловлено процессами, происходящими в  $\alpha$ -твердом растворе. Наиболее вероятной причиной упрочнения, по-видимому, является расслоение  $\alpha$ -твердого раствора. Известно [3], что Fe-Cr сплавы относятся к растворам с положительной энергией смещения, и поэтому в них может протекать расслоение твердого раствора на две фазы с ОЦК решеткой: обедненную и обогащенную хромом. Обогащенные хромом участки по данным нейтроннографического анализа [4] представляют собой на начальной стадии старения сферические зоны Гинье-Престона радиусом 5 Å, которые после длительного нагрева увеличиваются до 20 Å. В работе [5] показано, что добавление никеля мало изменяет химическую природу твердого раствора и в тройном сплаве, как и в двойном, происходит расслоение, причем образование сегрегаций в мартенсите охлаждения протекает несколько быстрее, чем в высокохромистых ферритных сплавах, не претерпевавших мартенситного превращения.

Термодинамический анализ систем  $Fe-20 \text{ ат. } \% Cr$ , температурные области  $\delta$ - и  $\alpha$ -состояний которой эквивалентны сплавам X18NiCr и 000X18Ni2, показал, что расслоение по хром в аустените протекать не может, так как рассчитанная температура начала этого процесса находится очень низко (210°K). Расслоение возможно только в ОЦК фазе. Рассчитанная температура начала



расслоения  $\alpha$ -мартенсита равна  $482^{\circ}\text{C}$  и близка к экспериментальной. В области температур старения  $\alpha$ -мартенсита сталей X18H10I и 000X18H12 парциальный коэффициент диффузии хрома положительный, т.е. расслоение идет по обычной диффузионной кинетике с образованием обогащенных хромом зон. Рассчитанные по теории Б.Я. Любова размеры сферических частиц, обогащенных хромом, равны 3-40 А, что находится в хорошем совпадении с экспериментальными данными работы [4].

Тонкая структура мартенсита деформации стали X18H10I изменяется при нагреве в результате протекания нескольких процессов: возврата, расслоения  $\alpha$ -твердого раствора, а при более высоких температурах и обратного  $\alpha \rightarrow \delta$  превращения. Возврат начинает проявляться выше  $350^{\circ}\text{C}$  и приводит к росту блоков. При этих температурах можно было бы ожидать и снижение уровня микронапряжений, однако, выявить это не удастся, так как концентрационная неоднородность, возникающая при старении, дает дифракционный эффект, аналогичный микронапряжениям.

В изотермических условиях ( $T = 450^{\circ}$ ), когда процессы обратного превращения не имеют места, явления возврата и расслоения  $\alpha$ -твердого раствора в какой-то мере разделяются по времени. Возврат наиболее интенсивно протекает в первые 30 минут выдержки и сопровождается снижением микронапряжений и ростом блоков. Расслоение мартенсита деформации получает значительное развитие после часовой выдержки, когда параметр решетки и микронапряжения резко увеличиваются, а размеры блоков при этом вследствие процесса возврата продолжают расти. Дальнейшее увеличение выдержки не меняет значений этих величин, по-видимому, старение стабилизирует дислокационную структуру и процессы разупрочнения затормаживаются.

#### О НАСЛЕДОВАНИИ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОБРАТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТ

По данным магнитометрических и дилатометрических исследований  $\alpha \rightarrow \delta$  превращение в нержавеющих сталях протекает в интервале довольно высоких температур:  $470-750^{\circ}\text{C}$  для стали X18H10I и  $440-660^{\circ}\text{C}$  для сплава 000X18H12. В интервале  $A_{\text{H}} + A_{\text{K}}$  обратное

превращение реализуется интенсивно в начальный период выдержки, а с увеличением длительности нагрева оно затухает. Время интенсивного превращения уменьшается, а объем превращения возрастает с увеличением температуры нагрева.

При температурах, соответствующих  $A_c$ , после 5 мин. выдержки в соляной ванне в стали X18NiCr остается 11% мартенсита, а в стали 000X18Ni2 - 6%, при этом сплавы сохраняют высокую твердость порядка 350 HV. При дальнейшем увеличении выдержки количество мартенсита почти не изменяется, а твердость значительно понижается, вследствие развития процессов разупрочнения аустенита. Аналогичная картина наблюдается при температурах чуть выше  $A_c$ , когда количество остаточного мартенсита становится еще меньше.

Сохранение высокой твердости нержавеющих сталей после кратковременных нагревов выше  $A_c$  не связано с присутствием малых количеств остаточного мартенсита. Так, после охлаждения до  $-196^{\circ}\text{C}$  или небольшой пластической деформации на 3% при  $-100^{\circ}$  в сталях образуется 5-10%  $\alpha$ -мартенсита, однако, твердость сплавов возрастает не более, чем на 30-40 HV.

Для исследования механических свойств аустенита, полученного из мартенсита деформации, заготовки нержавеющих сталей подвергали обжатам на 25-30 и 35-40% ниже  $M_d$  при температурах 20,  $-40$ ,  $-70$ ,  $-100$  и  $-196^{\circ}\text{C}$ . Затем заготовки диаметром 11-12 мм погружали в соляную ванну и выдерживали 8 мин. при  $760^{\circ}$  для стали X18NiCr и 3 мин. при  $680^{\circ}$  для сплава 000X18Ni2. После такой обработки в стали X18NiCr оставалось 5-10% мартенсита, а в сплаве 000X18Ni2 - 0-5%.

Степень упрочнения аустенита нержавеющих сталей зависит не только от количества мартенсита деформации, претерпевшего обратное превращение, но и от того, при какой температуре был получен мартенсит. Для сплава 000X18Ni2 как после обжатия на 25-30%, так и после деформации на 35-40% при различных температурах наибольший уровень прочностных свойств аустенита достигается в случае получения мартенсита при температуре  $-40^{\circ}$ , несмотря на то, что те же деформации при  $-100^{\circ}$  приводят к образованию больших количеств  $\alpha$ -мартенсита. Увеличение степени деформации в указанных сравнительно небольших пределах при  $-40^{\circ}$  мало



отражается на прочностных свойствах аустенита, несмотря на заметное увеличение количества мартенсита. Наиболее низкий уровень прочностных свойств аустенита получается в результате предварительной деформации при  $-196^{\circ}$ .

Прочностные свойства аустенита, полученного из мартенсита деформации, образовавшегося при  $-40^{\circ}$  деформацией на 25-30%, значительно выше, чем аустенита, деформированного на ту же степень выше  $M_d$ , а также нагретого после деформации до температуры  $680^{\circ}$ . Это преимущество ослабляется с увеличением деформации до 35-40%.

Картина существенно изменяется, если мартенсит деформации перед обратным превращением подвергнуть длительному старению (30 час.) при температуре  $400^{\circ}$ . Прочностные свойства аустенита, полученного из состаренного мартенсита деформации, оказываются на 10-20 кг/мм<sup>2</sup> больше, чем аустенита, полученного из несостаренного мартенсита деформации, и значительно более высокими, чем аустенита, деформированного выше  $M_d$ . Эффект старения усиливается с увеличением степени деформации от 25-30% до 35-40%.

В случае обработки на равные прочностные свойства аустенит, полученный из мартенсита деформации, обладает заметно большей пластичностью, чем аустенит, деформированный выше  $M_d$ . В общих чертах аналогичная картина наблюдается и для стали X18NiO1. Здесь максимальные прочностные свойства аустенита, полученного из мартенсита деформации, достигаются после деформации при  $-100^{\circ}$  на 25-30%. Дополнительное упрочнение аустенита, благодаря предварительному старению мартенсита деформации, дает заметный, но значительно меньший эффект, чем для сплава O00X18Ni2 -  $\sim 5$  кг/мм<sup>2</sup> - имеющего более низкую температуру конца обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения.

Упрочнение аустенита при получении его из мартенсита деформации предопределяется упорядоченностью  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения и малой степенью развития процессов возврата или рекристаллизации. На полированной поверхности образцов нержавеющей стали в результате частичного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения, осуществленного путем нагрева в вакууме до  $600^{\circ}$  (выдержка 20 мин.), появляется рельеф, что свидетельствует об упорядоченной перестройке решетки. Рентгеноструктурный анализ показал, что на рентгенограммах, сня-

тых с образцов стали 000X18H12, деформированной ниже  $M_s$ , при различных температурах, как после перевода в аустенит не-состаренного, так и состаренного мартенсита, нет "уколов" на интерференционных линиях. Напротив, после подобных обработок стали X18H10T, температура  $A_c$  которой находится на  $90^\circ$  выше, чем у сплава 000X18H12 на интерференционных линиях имеется незначительное количество "уколов", что свидетельствует о наличии некоего числа центров рекристаллизации. С увеличением выдержки при  $680^\circ$  от 3 до 15 мин. для сплава 000X18H12 и при  $760^\circ$  от 8 до 20 мин. для стали X18H10T процессы рекристаллизации получают значительное развитие, и на рентгенограммах появляется большое число "уколов".

На основании данных о кинетике  $\alpha \rightarrow \delta$  превращения, появления рельефа на полированной поверхности, рентгеноанализа процессов рекристаллизации можно считать, что при кратковременных нагревах несколько выше  $A_c$  обратное превращение в стали 000X18H12, в основном, протекает упорядоченным путем, а в стали X18H10T получают некоторое развитие процессы неупорядоченной перестройки решетки и рекристаллизации наклепанного аустенита. Это приводит к тому, что дополнительное увеличение прочностных характеристик аустенита, полученного из состаренного мартенсита деформации, в сплаве 000X18H12 оказалось значительно выше, чем в стали X18H10T.

Как показал расчет, расслоение полностью устраняется в процессе нагрева до температур, лежащих несколько выше  $A_c$ . Это подтверждается также одинаковыми значениями параметра решетки закаленного аустенита и аустенита, полученного из состаренного мартенсита деформации путем кратковременного нагрева немного выше  $A_c$ . Вместе с тем, при упорядоченной  $\alpha \rightarrow \delta$  перестройке сегрегации хрома могут сохраняться на дислокациях. Кроме того, увеличение концентрации хрома у дислокаций может привести к дополнительному обогащению областей, примыкающих к дислокациям, углеродом. Таким образом, повышенные прочностные свойства аустенита в результате комбинированной обработки следует связывать с наследованием аустенитом дислокационной структуры  $\alpha$ -мартенсита, которая при его старении



дополнительно закрепляется сегрегациями хрома и примесями внедрения.

Упрочнение нержавеющей стали путем перевода состаренного мартенсита деформации в аустенит, а также внешним наклепом аустенита выше  $M_{\alpha}$  незначительно увеличивает скорость коррозии по сравнению с закаленным аустенитом. Несколько в большей мере скорость коррозии возрастает при упрочнении сталей мартенситом деформации. Старение мартенсита деформации не изменяет дополнительно коррозионной стойкости сплава 000X18Ni2 и очень сильно ее снижает для стали X18NiCr.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Образование мартенсита деформации имеет специфические особенности в сплавах с высокой и низкой энергией ДУ в аустените. В сплаве Co-32% Ni и нержавеющей сталях, имеющих низкую энергию ДУ, при пластической деформации происходит интенсивное образование мартенсита по схеме ГЦК → ГПУ или ГЦК → ГПУ → ОЦК и кинетика процесса описывается уравнением  $\frac{C_m}{1-C_m} = Ae^{nT}$ , где параметр  $A$  экспоненциально растет с понижением температуры. Скольжение и сдвиговое превращение в них реализуются по одинаковым кристаллографическим плоскостям, при этом макроскопическое формоизменение обусловлено их совместным эффектом. Поэтому в условиях термодинамической неустойчивости аустенита "химические напряжения" сдвига вдоль  $\{111\}_\gamma$  уменьшают критические напряжения сдвига, что приводит к аномальному снижению  $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_{0.1}$  и  $\sigma_0$ . Теоретический анализ объясняет аномальное падение названных характеристик при температурах, близких к  $M_s$ .

В Fe-Ni сплавах, имеющих высокую энергию ДУ, образование мартенсита деформации протекает вяло, и  $\alpha$ -мартенсит всегда пересекает линии скольжения в аустените, располагаясь под небольшим углом к ним. Макроскопический сдвиг при образовании мартенсита деформации скомпенсирован в аустените аккомодационной деформацией, поэтому он не дает вклад в макроскопическое формоизменение и не вызывает падение предела текучести вблизи  $M_s$ .

Различия в специфике образования мартенсита деформации проявляются и в характере изменения механических свойств. При образова-

нии равных количеств мартенсита деформации в сплавах с высокой и низкой энергией ДУ большее упрочнение достигается в последних, где превращение протекает через  $\varepsilon$ -фазу, что обусловлено залеганием продуктов превращения в линиях скольжения и более высокой дисперсностью  $\alpha$ -мартенсита.

Старение мартенсита деформации при температурах 400–450° приводит к значительному дополнительному упрочнению нержавеющей стали, некоторому снижению пластичности, ударной вязкости и сопровождается увеличением среднего параметра решетки, микронапряжений и уменьшением угла наклона кривой амплитуднозависимого внутреннего трения, что обусловлено расслоением  $\alpha$ -твердого раствора на обедненные и обогащенные хромом зоны. При этом в области температур старения  $\alpha$ -мартенсита парциальный коэффициент диффузии хрома положителен и расслоение осуществляется по обычной диффузионной кинетике с образованием обогащенных хромом зон размерами 3–40 Å.

В нержавеющей сталях большое количество мартенсита может быть получено лишь деформацией ниже  $M_s$ , поэтому фазовый наклеп аустенита в них осуществляется в сочетании с внешним наклепом, создаваемым в процессе получения мартенсита деформации. Обратное превращение в этих сталях протекает, в основном, упорядоченным мартенситным путем, особенно в сплаве 000X18Ni2. Для сохранения высоких прочностных свойств аустенитом обратное превращение должно осуществляться путем кратковременного нагрева несколько выше  $A_1$ , что обеспечивает полное или почти полное подавление процесса рекристаллизации.

Прочностные свойства аустенита существенно повышаются, если мартенсит деформации до  $\alpha \rightarrow \delta$  превращения подвергнуть старению.

Упрочнение аустенита, получаемого из мартенсита деформации, связано с наследованием аустенитом дислокационной структуры  $\alpha$ -мартенсита, которая при его старении дополнительно закрепляется сегрегациями хрома и примесями внедрения.

Важно подчеркнуть, что такое значительное упрочнение аустенита удалось получить на сплавах с заметно более высоким положением  $A_1$ , чем для упрочняемых фазовым наклепом железоникелевых сплавов.



Полученные результаты позволяют дать следующие практические рекомендации по обработке нержавеющей стали.

1. Для получения наибольшего упрочнения в однофазном аустенитном состоянии следует проводить комбинированную обработку по режиму: закалка от оптимальных температур на аустенитное состояние, деформация при температурах  $-40$ – $-100^{\circ}$  с обжатиями 25–40%, последующее старение мартенсита деформации при  $400$ – $450^{\circ}$  и кратковременный нагрев немного выше  $A_c$ .

После такой обработки достигается следующий уровень механических свойств:  $\sigma_{q2} = 70$ – $87$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_s = 80$ – $98$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 25$ – $30\%$ ,  $\psi = 70$ – $75\%$ ,  $a_n = 11$ – $12$  кгм/см<sup>2</sup> для стали 000X18H12 и  $\sigma_{q2} = 62$ – $75$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_s = 82$ – $95$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 25$ – $30\%$ ,  $\psi = 65$ – $70\%$ ,  $a_n = 7$  кгм/см<sup>2</sup> для стали X18H10I. Снижение коррозионной стойкости при этом весьма незначительно.

После технологически более простой операции "теплого" наклепа аустенита уровень механических свойств получается более низким, чем после комбинированной обработки.

2. Обработка на двухфазное состояние путем деформации на 25–30% при температурах  $-90$ – $-100^{\circ}$  обеспечивает более высокий уровень прочностных свойств:  $\sigma_{q2} = 108$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_s = 111$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 15\%$ ,  $\psi = 75\%$ ,  $a_n = 7$  кгм/см<sup>2</sup> для сплава 000X18H12 (при 75% мартенсита) и  $\sigma_{q2} = 136$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_s = 138$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 10\%$ ,  $\psi = 54\%$ ,  $a_n = 2$  кгм/см<sup>2</sup> для стали X18H10I (при 90% мартенсита).

Такая обработка целесообразна, когда допускается заметное снижение пластичности и коррозионной стойкости.

Дополнительное старение при  $400$ – $450^{\circ}$  дает возможность в еще большей мере повысить уровень прочностных свойств:  $\sigma_{q2} = 139$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_s = 140$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 12\%$ ,  $\psi = 69\%$ ,  $a_n = 5$  кгм/см<sup>2</sup> для сплава 000X18H12 и  $\sigma_{q2} = 199$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma_s = 200$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 6\%$ ,  $\psi = 38\%$ ,  $a_n = 1$  кгм/см<sup>2</sup> для стали X18H10I.

Старение мартенсита деформации можно использовать для сплава 000X18H12, а для стали X18H10I допустимо лишь в том случае, когда по условиям эксплуатации резкое снижение коррозионной стойкости не имеет существенного значения.

## ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Angel T. *Journ. Iron a. Steel Inst.*, 1954, 177, 165.
2. Breedis J.F., Robertson W.D. *Acta Met.*, 1963, 11, 547.
3. Лесник А.Г. Модели мезоатомного взаимодействия в статистической теории сплаво-. М., Физматгиз, 1962.
4. Винтайкин Е.З., Колонцов В.Д. ФММ, 1968, 26, 282.
5. Винтайкин Е.З., Колонцов В.Д., Пазврич С.Ф. МИТОМ, 1969, № 12, 48.

Основное содержание диссертации опубликовано  
в следующих работах:

1. Штейнберг М.М., Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Морозов О.П. Изучение особенностей мартенситного превращения при пластической деформации сплавов  $Fe-Ni-Si$ . ФММ, 1970, 30, 1200.
2. Штейнберг М.М., Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Морозов О.П. Скольжение и мартенситное превращение в сплавах  $Fe-Ni-Si$  при пластической деформации. Сб. трудов ЧПИ им. Ленинского комсомола "Вопросы производства и обработки стали", № 78, Челябинск, 1970.
3. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М. Структурное исследование образования мартенсита деформации. Материалы XXIII научно-технической конференции Челябинского политехнического института, Челябинск, ЧПИ, 1970.
4. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М. Исследование мартенситообразования в нержавеющей стали под действием приложенных напряжений. Сб. трудов ЧПИ им. Ленинского комсомола "Вопросы производства и обработки стали", № 93, Челябинск, 1971.
5. Штейнберг М.М., Куравлев Л.Г., Мирзаев Д.А., Медведева Г.И., Корягин Ю.Д., Щербакова А.Ф., Гойхенберг Ю.Н., Гсликова В.В. Особенности мартенситного превращения в сплавах различного состава. "Прогрессивные методы термической обработки металлов и сплавов", Тезисы докладов Всесоюзного научно-технического совещания, Ростов-на-Дону, 1971.



Материалы диссертации докладывались на:

1. XXII, XXIII, XXIV научно-технических конференциях ЧПИ имени Ленинского комсомола, Челябинск, 1969, 1970, 1971.
2. Областном семинаре "Вопросы металловедения и термической обработки качественных сталей и деталей машин", Челябинск, 1970.
3. Всесоюзном научно-техническом совещании "Прогрессивные методы термической обработки металлов и сплавов", Ростов-на-Дону, 1971.

.....  
ФБС 3036. Подписано к печати 19/1-1972г. Формат бумаги 60x90/16.  
Объем 1,5 п.л. Тираж 120 экз. Отпечатано на ротарной ЧПИ.  
Заказ №16/26.