

30X

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
ИМ. ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

На правах рукописи

ПЕЙСАХОВ Юрий Борисович

МАРТЕНСИНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАРЕЮЩИХ АУСТЕНИИНЫХ
СПЛАВАХ

Специальность 05.16.01

"Металловедение и термическая обработка
металлов"

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Челябинск

1975

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

Научные руководители: профессор, доктор технических наук
М.М. Штейнберг,
доцент, кандидат технических наук
Л.Г. Буравлев.

Официальные оппоненты: профессор, доктор технических наук
С.В. Грачев,
кандидат технических наук
И.И. Милиц
(Теплотехнический научно-исследовательский институт, г. Челябинск).

Ведущее предприятие - Научно-исследовательский институт металлургии, г. Челябинск.

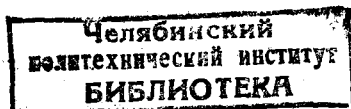
Автореферат разослан "12" мая 1975 г.

Защита диссертации состоится "13" июня 1975 г.,
в 15 часов, в аудитории 244 на заседании Совета по присуждению ученых степеней металлургического факультета Челябинского политехнического института им. Ленинского комсомола.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Адрес Совета: 454044, г. Челябинск, 44, проспект имени В.И. Ленина, 76, главный корпус, телефон 39-39-64. Просим Вас и сотрудников Вашего учреждения, интересующихся темой диссертации принять участие в заседаниях Ученого Совета или прислать отзывы в 2-х экземплярах, заверенных печатью.

УЧЕНЫЙ СЕКРЕТАРЬ СОВЕТА
кандидат технических наук, доцент *Молчан* В.Н. ГОНЧАР



ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. В современном машиностроении используются множество металлических материалов, обладающих различными свойствами, в том числе стали и сплавы с аустенитной структурой. Одним из существенных недостатков, ограничивающих применение сталей и сплавов аустенитного класса, является их низкое сопротивление пластической деформации. Для повышения прочностных свойств аустенитных материалов используют различные методы и прежде всего - упрочнение дисперсными частицами карбидов или интерметаллидов.

Следует особо выделить такие аустенитные сплавы, в которых при достаточно низких температурах может протекать $\gamma \rightarrow \alpha$ (или $\gamma \rightarrow \xi$) мартенситное превращение. Если состав этих сплавов таков, что в них возможно развитие процессов старения, то естественно ожидать, что вследствие появления дисперсных частиц тех или иных фаз и изменения химического состава и физического состояния γ -твердого раствора может произойти изменение основных параметров последующего мартенситного превращения: температуры его начала, кинетики и полноты, морфологии мартенсита. Изучение особенностей мартенситной перестройки решетки в стареющих сплавах представляет значительный интерес как с теоретической стороны, так и с точки зрения рационального сочетания дисперсионного твердения и мартенситного превращения для получения оптимальной совокупности свойств сплавов.

Исследование взаимосвязи между процессами старения и образования мартенсита особенно важно для сплавов, подвергаемых комбинированному упрочнению путем дисперсионного твердения и фазового наклепа, а также для сталей типа ЛНП (пластичность, введенная превращением, или *TRIP* - стали) и подобных им материалов.

Следует отметить, что эти вопросы уже в той или иной мере подвергались изучению, однако, при этом исследовались малочисленные группы сплавов, с одним каким-либо типом упрочнения и, что главное, не всегда учитывался исходный характер мартенситного превращения и возможность изменения в результате старения не

только его кинетики, но и морфологии мартенсита. Вместе с тем, для выяснения общих закономерностей связи между старением и параметрами мартенситного превращения необходимо исследование сплавов с различной природой упрочняющих фаз, различной кинетикой исходного мартенситного превращения и морфологией мартенсита.

Цель работы. Выяснить общие закономерности влияния процессов старения в изотермических и атермических аустенитных сплавах с карбидным, интерметаллидным, а также одновременно с тем и другим упрочнением на температуру начала, кинетику и полноту мартенситного превращения.

Исследовать влияние фазового наклепа в стареющих сплавах на последующее мартенситное превращение при охлаждении, а также уточнить его влияние на мартенситную точку изотермических и атермических сплавов, не претерпевающих дисперсионного твердения.

Изучить тепловую стабилизацию аустенита, протекающую выше M_s , в сплавах с изотермической и атермической кинетикой превращения.

Определить влияние различных факторов на аномальное снижение предела текучести вблизи M_s .

Научная новизна. Сопоставлена макро- и микрокинетика мартенситного превращения в сплавах с различным его характером.

Систематизировано влияние фазового наклепа на M_s изотермических и атермических сплавов. Установлена возможность активизации мартенситного превращения в высоконикелевых малоуглеродистых атермических сплавах.

Исследовано влияние типа упрочняющей фазы и характера кинетики превращения в несостаренном состоянии на мартенситное превращение в состаренных дисперсионотверждающих сплавах. Установлено, что сплавы с карбидным упрочнением не являются благоприятным материалом для комплексной обработки (старение + фазовый наклеп), в то время как сплавы с интерметаллидным старением могут быть эффективно упрочнены дисперсионным твердением в сочетании с фазовым наклепом.

Показано, что аномальное снижение предела текучести с понижением температуры вблизи M_s может наблюдаться не только в атермических, но и в изотермических сплавах.

Практическая ценность. Изученные закономерности влияния различных предварительных обработок на мартенситное превращение в дисперсионотвердеющих сплавах создают возможность регулирования их механических характеристик и получения заданного комплекса свойств.

Апробация работы. Отдельные разделы диссертации докладывались и обсуждались на Всесоюзных конференциях в Киеве и Тбилиси, на областных конференциях в Челябинске и Уфе.

Публикации. Результаты выполненных исследований опубликованы в семи работах.

Материал и методика исследования

Исследовали сплавы с карбидным и интерметаллидным упрочнением, с различной кинетикой мартенситного превращения (таблица I). Образование мартенсита при охлаждении и деформации изучали магнитными методами, применяя магнитометр Штейнберга - Зюзина (напряженность поля 5 кэ), магнитометр на переменном токе (слабые поля) с чувствительностью около 1% на деление шкалы, соединенный со шлейфовым осциллографом и магнитометр, собранный по компенсационной схеме, с чувствительностью 0,1-1% мартенсита на деление шкалы.

При исследовании $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения использовали автоматическую установку, обеспечивавшую нагрев со скоростью до 3000 град/сек и непрерывную регистрацию процесса с помощью магнитометра на переменном токе с частотой 8 кГц.

Кроме того применяли дилатометрический, рентгеноструктурный методы, измерение электросопротивления, амплитудной зависимости внутреннего трения (автоматическая установка конструкции [1]).

Таблица I

Химический состав исследованных сплавов и основные параметры $\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ маргенисного превращения

Сплав	Исходная кинетика	Дисперсионное твердение	Содержание элементов, вес. %				Средние значения			
			C	Mn	Al	Cr	$M_s, ^\circ C$	кол-во маргенса, %	$A_s, ^\circ C$	$A_f, ^\circ C$
H98	агермическая	нет	0,02	32,8	0,06	0,02	-105	50	290	440
H212	(взрывная)	интерметаллидное	0,02	32,40	1,9	0,02	-150	20	515	650
70H12X2		карбидное	0,67	11,60	0,15	1,55	-62	73	450	640
40H2303		карбидное и интерметаллидное	0,36	23	3,1	0,1	-10	90	460	690
H26X2	изотермическая	нет	0,02	26	0,25	2,1	-30	64	325	500
H2303X2		интерметаллидное	0,02	23	3,0	1,7	-20	80	470	730
40H15X2		карбидное	0,42	15,2	0,44	2,2	-56	66	570	670
50H1303X2	смешанная	карбидное и интерметаллидное	0,50	13,4	3,3	2,0	25	98	510	740

Выделение частиц упрочняющих фаз проводили электролитически, в растворе 300 г/л KCl + 50 мл HCl + 10 г/л лимонной кислоты, при плотности тока 0,8 а/см².

Макро- и микрокинетика мартенситного превращения

Принимая терминологию, введенную в работах А.П.Гуляева и В.Н.Арского мартенситные кривые, полученные на магнитометрах с обычной ($\sim 1\%$ деление шкалы) и повышенной чувствительностью (0,1-0,01%/деление) будем называть соответственно макро- и микрокинетическими.

Макрокинетические кривые могут быть гладкими (для изотермических сплавов) или скачкообразными (для сплавов с взрывной кинетикой превращения). В некоторых случаях образование взрывного мартенсита [259] описывается плавной макрокинетической кривой. Очевидно, что при невысокой чувствительности аппаратуры плавность макрокривых еще не свидетельствует об отсутствии скачков превращения. Например, А.И.Алфимовым и А.П.Гуляевым было показано [И.Т.Ф., 1955, 25, 4], что при достаточном повышении чувствительности гладкая мартенситная кривая стали У10 превращается в ступенчатую. Из этого следует, что целесообразно различать макро- и микрокинетика мартенситного превращения и при изучении процесса образования мартенсита применять как обычные так и специальные магнитометры с повышенной чувствительностью.

Магнитометр для исследования микрокинетики превращения. Обычные магнитометры, показания которых пропорциональны количеству мартенсита, не могут быть использованы для изучения микрокинетики превращения даже при резком повышении их чувствительности, вследствие ограниченности размера шкалы. На таких магнитометрах может исследоваться лишь микрокинетика начальных стадий образования мартенсита.

Наиболее подходящим является импульсный магнитометр, впервые предложенный В.Н.Арским, регистрирующий мартенсит лишь в момент его образования. В постоянном магнитном поле помещена измерительная катушка с образцом; Э.Д.С. на зажимах катушки возникает при изменении индукции, т.е. при появлении мартенсита. Показания такого магнитометра пропорциональны мгновенной скорости превраще-

ния. Магнитометр В.И. Арского был усовершенствован нами: для защиты от помех введена вторая, встречно включенная измерительная (компенсационная) катушка и для повышения чувствительности электронный усилитель.

Вследствие особенностей импульсного магнитометра, дифференциальная магнитограмма при относительно медленном плавнообразовании мартенсита представляет собой горизонтальную прямую, не отклоняющуюся от нулевого уровня. Активное превращение без существенных скачков описывается "горбом" на магнитограмме. Скачкообразное образование мартенсита при взрывном превращении отображается в виде острых пиков. Применявшаяся аппаратура позволяет зарегистрировать скачкообразное возникновение 0,1-0,05% мартенсита.

Пробные эксперименты с применением дифференциального магнитометра. Исследовали сплавы с взрывной (40Н23К3) и изотермической (Н23КХ2, 40Н15Х2) макрокинетикой мартенситного превращения при скорости охлаждения около 50 град/мин. Судя по морфологическим признакам, в сплаве 40Н23К3 образуется мартенсит с габитусом {259}, а в сплавах Н23КХ2 и 40Н15Х2 - соответственно {111} и {225}.

Исследование микрокинетики (при данной чувствительности установки) позволяет четко отличить взрывное образование мартенсита (в случае гладкой макрокинетической кривой) от чисто изотермического. Образование мартенсита {259} сопровождается появлением многочисленных импульсов на дифференциальной магнитограмме. Образование мартенсита {111} или {225} соответствует горизонтальной прямой, не отклоняющейся от нулевого уровня. Зубчатость дифференциальной магнитограммы, в случае гладкой макроскопической кривой и неясной морфологической картины, указывает на появление взрывного мартенсита. Это позволяет отличать сплавы со смешанной кинетикой превращения от чисто изотермических. Пока не ясно, как отличить по микрокинетике сплавы со смешанным характером превращения от атермических сплавов, так как в том и другом случае имеются скачки на дифференциальных магнитограммах. Возможно, что изучение более широкой группы сплавов и дальнейшее совершенствование аппаратуры позволит установить критерии, необходимые для разделения сплавов указанных типов.

Мартенситное превращение в несостаренных и состаренных дисперсионноотверждающих аустенитных сплавах

В аустенитных сплавах с карбидным или интерметаллидным упрочнением изменение параметров мартенситного превращения может быть обусловлено как образованием сегрегаций примесей на дефектах кристаллического строения, так и выделением дисперсных частиц, изменением химического состава аустенита, его фрагментацией, возникновением дополнительных упругих искажений и т.п. Для более полного анализа влияния дисперсионного твердения на мартенситное превращение представлялось целесообразным одновременно исследовать аустенитные сплавы, в которых может происходить лишь закрепление дислокаций примесями, а дисперсионное твердение практически не осуществимо. В дальнейшем такие сплавы условно считаются не стареющими, или не претерпевающими дисперсионного твердения.

Влияние тепловых обработок на положение M_s не дисперсионноотверждающих сплавов

Из литературы известно, что отжиг не стареющих сплавов либо не изменяет M_s , либо вызывает ее понижение (стабилизация аустенита). Обычно считают, что тепловая стабилизация аустенита присуща лишь сплавам с изотермическим характером превращения. Вероятно, сущность явления стабилизации в большинстве случаев сводится к закреплению дислокаций, но конкретные причины ее могут быть различными и определяться многими факторами: значениями констант упругости, сопротивлением сдвигу, характером легирования, содержанием примесей внедрения, плотностью дефектов кристаллического строения, степенью и характером ближнего и дальнего порядка и другими факторами. Отсутствие прямых экспериментальных данных о тепловой стабилизации аустенита в сплавах с атермической кинетикой превращения, возможно, обусловлено тем, что в них не создавались условия, необходимые для достаточного закрепления дислокаций. Поэтому представлялось важным получить эффект стабилизации не только в изотермических, но и в атермических сплавах, создавая условия, способствующие закреплению дислокаций.

а. Стабилизация аустенита углеродом. Отжиг при 475°C вызывает снижение M_s , усиливающееся с повышением концентрации углерода как в изотермических так и в атермических сплавах. Это дает основание связывать стабилизацию аустенита с закреплением дислокаций углеродом. Действительно, отжиг сплава H26X2 при 475° ослабляет амплитудную зависимость внутреннего трения по сравнению с закаленным состоянием, что указывает на усиление закрепления дислокаций. Графический анализ полученных экспериментальных данных с привлечением сведений, имеющихся в литературе, показывает, что "углеродная" стабилизация аустенита должна проявляться при содержании углерода более 0,001% в изотермических и более 0,05% в атермических сплавах (ориентировочно).

Таким образом, углерод может вызывать стабилизацию аустенита и в сплавах с атермическим характером превращения, но для ее проявления необходимо существенно большее его содержание, чем в изотермических сплавах.

б. Стабилизация аустенита вследствие изменения степени ближнего порядка и возникновения областей концентрационной неоднородности. Тепловая стабилизация аустенита в высоконикелевых атермических сплавах проявляется и при содержании углерода менее 0,05% (сплав H33) и, следовательно, может быть обусловлена не только закреплением дислокаций примесями внедрения. Стабилизация аустенита в сплаве H33 проявляется в широком интервале температур отжига, тогда как в H30, содержащем примерно такое же количество углерода, стабилизация вообще не обнаруживается. Понижение M_s сплава H33 сопровождается возрастанием предела текучести. Эти эффекты максимальны после отжига при 600° . Все это позволяет считать, что стабилизация аустенита в сплаве H33 обусловлена перераспределением никеля и установлением ближнего порядка, обнаруженными в ряде работ. Нами установлено, что отжиг при $700-900^{\circ}\text{C}$ вызывает появление сравнительно крупных участков аустенита, обедненных никелем, что обнаруживается по изменению магнитных свойств аустенита и образующегося из него мартенсита. При более низких температурах отжига ($500-700^{\circ}$) применявшимся магнитным методом не удалась выявить области концентрационной неоднородности всякой с уменьшением их размеров. Эффект стабилизации аустенита при этом усиливается.

Влияние тепловых обработок на M_s стареющих сплавов. В дисперсионно-твердеющих сплавах, не зависимо от исходной кинетики мартенситного превращения, может происходить не только снижение, но и повышение M_s . Трехчасовое старение всех исследованных сплавов при 400-500° привело к большему или меньшему снижению M_s , а при 600-800° - к ее повышению.

Исследование стабилизации аустенита дисперсионно-твердеющих сплавов. В сплавах с карбидным упрочнением 40Ni5X2, 70Ni2X2 стабилизация аустенита проявляется при тех же температурах отжига (400-500°), что и в "безуглеродистых" сплавах. Однако при относительно высоком содержании углерода эффект стабилизации значительно ослаблен: M_s сплавов 40Ni5X2, 70Ni2X2 снижается на 10-12°, тогда как в не стареющем сплаве H26X2 - на 18°. Ослабление стабилизации аустенита в сплавах с карбидным упрочнением, обусловлено обеднением γ -твердого раствора углеродом (и хромом) вследствие образования карбидов. Полученные результаты позволяют предполагать, что само по себе появление карбидных частиц не приводит к дополнительной стабилизации аустенита.

В сплавах с интерметаллидным упрочнением отжиг при 475-500° вызывает, по сравнению с карбидными и нестаревшими сплавами, гораздо большее снижение M_s , достигающее 30-35° при трехчасовой выдержке. Уменьшение параметра решетки аустенита, наблюдавшееся на сплаве H23IX2, позволяет предполагать, что процессы выделения интерметаллидов получают некоторое развитие при 475-500°, что и приводит к усилению стабилизации аустенита, но еще не отражается на твердости. Изменение химического состава аустенита в подобных сплавах играет подчиненную роль. Действительно, увеличение длительности старения при 475°C до 120 часов, сопровождающееся уменьшением параметра решетки аустенита, вызывает сильное снижение M_s (на 85°C).

Таким образом выделение интерметаллидов, в отличие от образования карбидов стабилизирует аустенит.

Дестабилизация аустенита. Выдержка при 600-800° приводит к дестабилизации аустенита, выражающейся в повышении M_s и некотором увеличении полноты превращения как в сплавах с карбидным так и интерметаллидным упрочнением, что обусловлено обеднением аустенита при отсутствии "углеродной" и "интерметаллидной"

стабилизации. Дестабилизация аустенита при 600-800°C, обусловленная обеднением γ -раствора углеродом и легирующими элементами, может быть существенно ослаблена или устранена последующим стабилизирующим отжигом при 475-500°. Напротив, отжиг при 600-700° устраняет "углеродную" и интерметаллидную стабилизацию, возникающую в результате выдержки при 475°.

Исследование мартенситного превращения после фазового наклепа

Влияние фазового наклепа на мартенситное превращение в дисперсионнотвердеющих сплавах может быть осложнено не только перераспределением легирующих элементов между α и γ фазами, но и процессами старения, ускоряющимися в результате $\alpha \rightarrow \gamma$ перестройки решетки. Для сравнения исследовали дисперсионнотвердеющие и нестареющие сплавы с различной кинетикой мартенситного превращения в исходном состоянии.

Влияние фазового наклепа на температуру начала и полноту мартенситного превращения недисперсионнотвердеющих сплавов. Обычно считают, что фазовый наклеп стабилизирует аустенит в изотермических сплавах и не оказывает существенного влияния или слабо понижает M_s в атермических сплавах.

Стабилизация аустенита, вызванная фазовым наклепом, может иметь место не только в изотермических сплавах, но и в некоторых атермических. Как в тех, так и в других сплавах стабилизация аустенита, оцениваемая по снижению M_s , уменьшается при понижении содержания углерода в твердом растворе. При приблизительно одинаковом содержании углерода стабилизация аустенита в сплавах с изотермическим превращением проявляется сильнее, чем в сплавах с атермической кинетикой. При достаточно большом содержании углерода (0,2-0,3%) снижение M_s в атермических сплавах может быть более существенным, чем в сплавах с изотермическим типом превращения, содержащих 0,01+0,03% С. Для изотермических сплавов фазовый наклеп всегда вызывает стабилизацию аустенита даже при очень низкой концентрации углерода, тогда как в высоконикелевых атермических сплавах с низким содержанием углерода стабилизирующий эффект оказывается весьма малым или даже становится возможным повышение мартенситной точки (сплав Н32,8).

Судя по экспериментальным данным, можно предполагать, что стабилизирующее действие фазового наклепа в изотермических

сплавах будет наблюдаться даже при весьма низком содержании примесей внедрения. Последнее означало-бы, что в изотермических сплавах блокировка мартенситных зародышей может осуществляться не только атомами внедрения, но и дислокациями, зносимыми фазовым наклепом.

В настоящее время облегчение образования зародышей и роста кристаллов мартенсита связывают с возникновением локальных, благоприятно ориентированных упругих деформаций кристаллической решетки аустенита - пиков напряжений. Стабилизацию аустенита связывают с появлением искажений остаточного характера, обладающих, в отличие от упругих искажений, высокой термической устойчивостью. С увеличением содержания никеля стабилизирующее действие остаточных искажений уменьшается, снижается температура конца обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, что способствует сохранению упругих искажений. Таким образом в низкоуглеродистых высоконикелевых атермических сплавах создаются предпосылки для активизации в них мартенситного превращения вследствие фазового наклепа. Облегчение мартенситного превращения может быть связано также с образованием при $\alpha \rightarrow \gamma$ переходе структурно-подготовленных участков, и, возможно, с частичным разрушением ближнего порядка, отчетливо выраженного в высоконикелевых атермических сплавах.

Фазовый наклеп в значительной мере устраняет задержку превращения, характерную для отожженного аустенита сплавов с взрывным образованием мартенсита.

Полнота мартенситного превращения после фазового наклепа в атермических сплавах практически не изменяется, а в изотермических сплавах возможно некоторое ее повышение (на 10-15%), вследствие перехода от изотермической к атермической кинетике мартенситного превращения.

Влияние фазового наклепа на температуру начала и полноту мартенситного превращения в дисперсионно-твердеющих сплавах.
Фазовый наклеп оказывает существенное влияние на все основные параметры мартенситного превращения в исследованных дисперсионно-твердеющих сплавах. M_s резко повышается в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ переходов. Абсолютная величина этого повышения зависит от типа сплава. После 6-8 циклов обработки M_s повышается на 25-130° для сплавов с интерметаллидным упрочнением, на 150-180° для

сплавов с карбидным упрочнением и 190-210°C для сплавов, в которых возможно выделение обеих фаз - карбидов и интерметаллидов. При этом полнота мартенситного превращения возрастает лишь в сплавах с карбидным старением (от 65% практически до 100%), а в сплавах, где возможно выделение интерметаллидов, полнота превращения, несмотря на повышение M_s , резко падает на (10-70%).

Изменение химического состава аустенита и влияние выделений на полноту M_s . Фазовый наклеп вызывает резкое ускорение процессов выделения карбидов и интерметаллидов из γ -твердого раствора. Расчеты, основанные на результатах магнитного и рентгеноструктурного анализа показали, что после трех циклов фазового наклепа из твердого раствора сплава H32K2 удаляется 2,83 ат % алюминия. Из условия постоянства точки Кюри находится уменьшение содержания никеля в аустените, оказавшееся равным 2,57 ат %. Эти данные, однако, еще не позволяют установить состав выделяющихся частиц, так как обычно часть никеля замещена железом. При рентгеноструктурном исследовании анодного осадка, выделенного из сплава H32K2, были обнаружены линии, соответствующие $NiAl$ и Ni_3Al . Аналогичные результаты были получены для сплава H23BX2. Образование двух различных интерметаллических соединений может быть обусловлено тем, что распад идет в широком интервале температур обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. При относительно низких температурах (400-500°C) из мартенсита выделяется $(FeNi)_3Al$, а при повышении температуры - $(FeNi)_2Al$ [2].

Результатирующее изменение мартенситной точки после фазового наклепа может быть представлено в виде:

$$\Delta M_s = \Delta M_s \text{ ф. н.} + \Delta M_s \text{ хим. сост.} + \Delta M_s \text{ частиц.}$$

Анализ экспериментальных данных для сплава H32K2 показывает, что $\Delta M_s \text{ частиц} = 0$, т.е. само присутствие интерметаллидных частиц в фазонаклепанном аустените не вызывает дополнительно понижение M_s . Вместе с тем, полнота превращения после фазового наклепа резко уменьшилась, что может быть связано со значительным тормозящим действием выделений. В связи с этим, полученный выше результат ($\Delta M_s \text{ частиц} = 0$) еще не означает, что появление интерметаллидных частиц не приводит к дополнительному понижению M_s , а лишь указывает, что реализация мартенситного превращения в фазонаклепанном аустените возможна лишь в объемах, где по тем или иным

причинам стабилизирующее действие выделений не проявляется. Следовательно оценивать эффект стабилизации только по положению M_s можно лишь в тех случаях, когда полнота превращения существенно не изменяется, в противном случае, следует учитывать и изменение M_s и изменение полноты мартенситного превращения.

Приближенные расчеты аналогичного характера, проведенные применительно к сплаву 40Н15Х2, показывают, что карбидные частицы, возникающие в процессе фазового наклепа не оказывают стабилизирующего действия на аустенит, т.е. $\Delta M_s \text{ частиц} = 0$.

С увеличением числа циклов $\mathcal{P} = \alpha$ переходов изменение параметра решетки аустенита в сплаве 40Н15Х2 с карбидным старением прекращается раньше (после третьего цикла), чем изменение M_s и полноты превращения. Из этого следует, что сначала выделяется цементный карбид, который затем обогащается хромом, не оказывающим заметного влияния на параметр решетки \mathcal{P} -фазы. Измерения точки Кюри карбидов в зависимости от числа $\mathcal{P} = \alpha$ переходов и рентгеноструктурный анализ анодных осадков подтверждают это предположение.

О возможных причинах изменения полноты мартенситного превращения после фазового наклепа. Уже отмечалось, что несмотря на существенное повышение M_s , полнота превращения в сплавах, где возможно образование интерметаллидов, резко уменьшается в результате $\alpha \rightarrow \mathcal{P}$ переходов. Этот эффект наблюдался нами как в случае образования никельалюминиевых так и никельтитановых и никельмолибденовых интерметаллидов. Выше было показано, что интерметаллидное старение, в отличие от карбидного может вызывать стабилизацию аустенита. В связи с этим уменьшение полноты превращения в фазо-наклепанных интерметаллидных сплавах можно связывать с появлением значительной доли объемов аустенита, для которых M_s оказывается ниже -196°C . Наблюдаемое повышение M_s , в таком случае, может быть обусловлено существованием дестабилизированных участков аустенита, для которых и выполняется $\Delta M_s \text{ частиц} = 0$.

Можно было предполагать, что уменьшение количества мартенсита после фазового наклепа является следствием перераспределения никеля между α и \mathcal{P} фазами и появлением стабильного аустенита ($M_s < -196^\circ, \theta_K > 22^\circ\text{C}$), однако, магнитометрические исследования сплава Н2303Х2 не подтвердили этого предположения. Для выяснения причин повышения M_s при одновременном уменьшении полноты превращения требуются дальнейшие исследования.

Влияние режима циклической обработки на развитие процессов дисперсионного твердения. С целью выяснения, на какой стадии циклической обработки (в момент $\alpha \rightarrow \beta$ превращения или при охлаждении фазонаклепанного аустенита) наиболее интенсивно протекают процессы карбидного старения, исследовали температурную зависимость намагниченности сплава 40Н15Х2 после различных режимов фазового наклепа (исходное состояние - аустенит)

- а) Нагрев со скоростью 10 град/сек до A_5 , охлаждение на воздухе;
- б) То же, с охлаждением в воде;
- в) Выдержка в течение 15 минут несколько ниже A_5 (500°C) нагрев до A_5 со скоростью 10 град/сек, охлаждение на воздухе.

Во всех случаях точка Кюри карбидной фазы лежит при 200-205⁰, что соответствует карбидам цементного типа и указывает на постоянство их химического состава при всех опробованных вариантах обработки. Из данных, полученных при измерении намагниченности следует, что основная часть карбидов возникает при прохождении интервала температур обратного $\alpha \rightarrow \beta$ превращения и ни выдержка ниже A_5 в мартенситном состоянии, ни замедление охлаждения после завершения $\alpha \rightarrow \beta$ перехода не увеличивает сколь-либо существенно количество карбидной фазы. В связи с этим представлялось интересным исследовать влияние скорости нагрева в интервале $A_5 - A_5$ на последующее мартенситное превращение.

Обработка сплава 40Н15Х2 на фазовый наклеп при всех исследованных скоростях нагрева (от 10 до 2800 град/сек) вызывает повышение M_s , которое уменьшается с увеличением скорости нагрева. Аналогичная картина наблюдается и в сплавах с интерметаллидным упрочнением. Таким образом, при обратном мартенситном превращении имеет место существенное развитие как карбидного так и интерметаллидного старения. Полнота мартенситного превращения в сплавах с карбидным старением возрастает с повышением M_s , а в сплавах с интерметаллидным упрочнением уменьшается по причинам, рассмотренным выше. При обратном $\alpha \rightarrow \beta$ превращении параметр решетки аустенита как в сплавах с карбидным так с интерметаллидным упрочнением уменьшается, однако это уменьшение не зависит от скорости нагрева (в указанных пределах). Следовательно, при этом сплавы обедняются в одной и той же мере углеродом и алюминием, соответственно. Понижение точки Кюри карбидной фазы (сплав 40Н15Х2) при замедлении нагре-

ва свидетельствует об обогащении карбидов хромом, что согласуется с повышением M_3 при постоянстве параметра решетки. Повышение M_3 с замедлением нагрева при $\alpha \rightarrow \gamma$ переходе в сплаве $\text{Ni}_2\text{Cr}_2\text{X}_2$, вероятно, может быть объяснено увеличением содержания никеля в выделяющихся частицах.

Сопоставление фазового наклепа с состаренными пластически деформированными сплавами. Сопоставление влияния фазового наклепа (неизбежно сочетающегося со старением) и пластической деформации с последующим старением, которая часто используется в качестве упрочняющей обработки, проводили при условиях, обеспечивавших получение блоков приблизительно одинакового размера. В случае деформации при различных температурах (в интервале $200-700^\circ\text{C}$) с последующей выдержкой при тех же температурах также, как при обычном старении, в интерметаллидных сплавах наблюдается снижение M_3 (деформация и выдержка при $400-500^\circ$) или ее повышение (деформация и выдержка $500-700^\circ\text{C}$). В сплавах с карбидным упрочнением при такой обработке стабилизация аустенита не наблюдалась. Вместе с тем, сильное стабилизирующее действие оказывает пластическая деформация при 200° с последующей выдержкой при $400-500^\circ$. Было установлено, что этот эффект не связан с усилением углеродной стабилизации, и обусловлен непосредственным влиянием пластической деформации на M_3 .

Анализ экспериментальных данных показывает, что пластическая деформация аустенита сочетающаяся со старением при температурах, соответствующих интервалу температур $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода, хотя и усиливает повышение M_3 по сравнению с обычным старением, но в значительно меньшей мере, чем фазовый наклеп. Сильное ускоряющее влияние фазового наклепа на процессы распада насыщенного γ -раствора может быть связано с ослаблением сил межатомной связи в момент обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, а также с повышенной концентрацией вакансий [3].

Особенности влияния внешних воздействий на кинетику мартенситного превращения и морфологию мартенсита. Изменение кинетики и морфологии мартенситного превращения в исследованных сплавах должно быть связано с рассмотренными выше явлениями стабилизации и дестабилизации аустенита. В связи с этим представлялось целесообразным исследовать характер мартенситного превращения после обработок, оказывавших различное влияние на стабильность аустенита дисперсионноустойчивых сплавов: после старения, вызывавшего как

стабилизацию так и его дестабилизацию; после фазового наклепа, сильно повышающего M_s и по-разному влияющего на полноту превращения; после пластической деформации с последующим старением в ряде случаев, дающий наиболее сильный стабилизирующий эффект.

Старение. Старение недеформированного аустенита изотермических сплавов практически не изменяет форму мартенситной кривой, тогда как в сплавах со взрывной кинетикой превращения наблюдаются заметные изменения: уменьшается величина и увеличивается число взрывов. В ряде случаев старение может приводить к полному сглаживанию макрокинетической кривой, несмотря на сохранение в структуре мартенсита {259}. Следовательно, в таких случаях сглаживание мартенситной кривой не означает изменения типа превращения, а обусловлено измельчением взрывов до величины, меньшей порога чувствительности магнитометра. Исследование микрокинетики позволяет выявить скачкообразный характер превращения.

Для сплавов, состав которых близок к критическому изменению кинетики может быть следствием смены механизма превращения, обусловленной изменением химического состава γ -матрицы при старении; в сплаве 50Ni3Cu2 со смешанной кинетикой мартенситного превращения после старения при 750°C исчезла атермическая составляющая структуры мартенсита.

Фазовый наклеп. Несмотря на усиление склонности к атермическому превращению, фазовый наклеп сглаживает мартенситные кривые сплавов со взрывным характером превращения. Сохранение структуры, типичной для взрывного превращения позволяло предполагать, что сглаживание мартенситной кривой, как и в случае старения, обусловлено резким уменьшением скачков и увеличением их числа. Исследование микрокинетики превращения фазонаклепанного аустенита, проведенное нами, подтвердило это предположение.

Сохранение после фазового наклепа скачкообразного характера микрокинетической кривой и взрывной морфологии мартенсита при сглаживании макрокинетической магнитограммы показывает, что связь морфологии мартенсита с микрокинетикой превращения является более определенной и устойчивой, чем связь с макрокинетикой.

Пластическая деформация и старение. В большинстве случаев пластическая деформация с последующим старением приводит к дроблению взрывов и сглаживанию мартенситных кривых, однако обработки, заканчивающиеся старением при 500° усилили эффект взрыва в атерми-

ческих сплавах и, более того появились скачки в изотермическом сплаве 40Ni5X2.

Усиление взрывного эффекта наблюдается лишь в тех случаях, когда старение после деформации проводится при температурах, обеспечивающих получение "углеродной", "интерметаллидной" или "никелевой" (сплав H33) стабилизации, что может быть обусловлено расширением интервала $T_0 - M_s$.

Температурная зависимость предела текучести метастабильных аустенитных сплавов. Аномальное снижение предела текучести вблизи мартенситной точки наблюдалось различными авторами на сплавах с атермическим характером превращения выше M_s или ниже ее, а также на сплавах, в которых образуется δ -мартенсит и связывалось с развитием мартенситного превращения в макроупругой области. Снижение предела текучести было обнаружено и в сплавах с изотермическим $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, предварительно подвергнутых тепловому наклепу. В ненаклепанных изотермических сплавах эта аномалия обычно не обнаруживалась. В сплавах, в которых наблюдается спад $\delta \sigma_2$ вблизи M_s , его исходное значение оказывается, как правило, более высоким, чем в сплавах, где это явление не происходит. В связи с этим можно было предполагать, что снижение $\delta \sigma_2$ возможно и в изотермических сплавах с повышенным начальным сопротивлением сдвигу.

Исследования проводили на специально подобранной группе сплавов с различной кинетикой мартенситного превращения при охлаждении. При этом в одном из двух исследованных изотермических сплавов стремились получить высокое значение предела текучести не путем внешнего или фазового наклепа, а путем подбора состава сплава. Аномальное снижение предела текучести наблюдали в обоих сплавах с атермическим превращением (H33 и 40Ni23I3), а также в изотермическом сплаве 40Ni5X2 с повышенным значением $\delta \sigma_2$ (23 кг/мм²). В изотермическом сплаве H26X2 (исходное значение $\delta \sigma_2 = 13$ кг/мм²) спада предела текучести вблизи M_s не происходит. Можно указать на определенную аналогию между температурной зависимостью предела текучести и влиянием малой предварительной пластической деформации (5-7%) на последующее мартенситное превращение при охлаждении. Спад $\delta \sigma_2$ происходит выше и не ниже исходной M_s в соответствии с тем повышает или понижает предварительная пластическая деформация мартенситную точку. Таким образом, спад

$\delta_{0,2}$ вблизи M_s возможен не только в атермических, но и в изотермических сплавах с повышенным исходным значением предела текучести аустенита, независимо от того каким способом он повышен. Было установлено, что спад $\delta_{0,2}$ наблюдается при образовании 6-8% мартенсита, что исключает объяснение этого явления объемным эффектом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Снижение $\delta_{0,2}$ наблюдается и тогда, когда характер микрорельефа не позволяет связывать это явление со сдвиговым характером превращения. Можно предполагать, что в ряде случаев аномальное снижение $\delta_{0,2}$ обусловлено неоднородным распределением напряжений, возникающих в упругой области с началом мартенситного превращения. Пики напряжений вблизи мартенситных кристаллов, взаимодействуя с внешними напряжениями, превышают сопротивление сдвигу в аустените при значениях внешних напряжений меньших предела текучести γ -фазы, что приводит к началу пластической деформации и регистрируется как спад предела текучести.

Известно, что механические свойства метастабильных аустенитных сплавов в значительной мере определяются закономерностями образования мартенсита деформации. В связи с этим исследовали кинетику образования мартенсита при деформации в дисперсионноотверждающих сплавах и влияние этого процесса на механические характеристики. Исследования показали, что излишне интенсивное, равно как и вялое превращение при деформации приводит к снижению пластичности. Для получения высокой пластичности изотермических сплавов следует проводить обработки, стабилизирующие аустенит, а для атермических сплавов - активизирующие мартенситное превращение.

Микроструктура мартенсита деформации в изотермических сплавах принципиально не отличается от структуры мартенсита охлаждения. В атермических сплавах при деформации вдали от M_s (вблизи M_d) образуется только изотермический мартенсит; вблизи M_s становится возможным образование и атермического мартенсита деформации.

В ы в о д ы

I. Исследовано мартенситное превращение в изотермических и атермических аустенитных дисперсионноотверждающих сплавах с карбидным, интерметаллидным, а также одновременно тем и другим упрочнением.

2. Сопоставлена макро- и микрокинетика мартенситного превращения в исследованных сплавах. Показано, что изучение микрокинетики превращения позволяет более глубоко выяснить сущность влияния различных воздействий на образование мартенсита.

3. Для всех сплавов, как дисперсионноотверждающих, так и не претерпевающих дисперсионного твердения, при выдержке в районе температур 400–500° может развиваться стабилизация аустенита, проявляющаяся в снижении M_s .

4. Для проявления эффекта стабилизации в "нестареющих" сплавах необходимо определенное содержание углерода: не менее 0,001% в изотермических, и не менее 0,05% в атермических сплавах (ориентировочно).

5. Увеличение продолжительности выдержки при 475–500° может оказывать различное по направлению и интенсивности влияние на положение M_s исследованных сплавов:

а. В "нестареющих" сплавах эффект стабилизации усиливается с увеличением продолжительности выдержки (до 6–8 часов).

б. В сплавах с карбидным упрочнением эффект стабилизации ослаблен, так как сопровождается процессом карбидообразования, приводящим к обеднению γ -раствора, и с увеличением длительности выдержки снижение M_s сменяется ее повышением.

в. Наиболее сильно эффект стабилизации выражен в сплавах с интерметаллидным упрочнением: с увеличением продолжительности выдержки при 475° вплоть до 120 часов M_s непрерывно снижается, несмотря на обеднение аустенита никелем и алюминием.

6. Интерметаллидные частицы, формирующиеся при 475–500°, в отличие от карбидов, вызывают сильную стабилизацию аустенита.

7. В сплаве НЗ3 стабилизация аустенита проявляется при низком содержании углерода, однако, в отличие от "углеродной" стабилизации этот эффект наблюдается в широком интервале температур и максимально выражен при 600°. Стабилизация аустенита в сплаве НЗ3 вероятно обусловлена появлением областей концентрационной неоднородности ("никелевая" стабилизация).

8. При осуществлении фазового наклепа в момент $\alpha \rightarrow \gamma$ перестройки резко интенсифицируются процессы выделения карбидов

и интерметаллидов, которые не удается полностью подавить даже при нагреве со скоростью 2800 град/сек.

9. Фазовый наклеп понижает M_s в нестаревших сплавах с изотермической кинетикой превращения даже при очень низкой концентрации углерода в них (0,002%). Снижение M_s увеличивается с повышением содержания углерода в исследованных пределах (до 0,05%).

10. В атермических нестаревших сплавах фазовый наклеп может вызывать как стабилизацию аустенита, так и активизацию мартенситного превращения. Повышение M_s наблюдается в высоконикельных (более 31,5-32,0%) низкоуглеродистых (менее 0,02% C) атермических сплавах с относительно низкой температурой A_f .

11. Фазовый наклеп вызывает значительное повышение M_s дисперсионноотверждающих сплавов, достигающие иногда 150-300°, при этом полнота превращения возрастает лишь в сплавах с карбидным упрочнением а в интерметаллидных сплавах резко уменьшается. Последнее свидетельствует о том, что наряду с появлением некоторого числа участков с повышенным значением M_s , в основной массе матрицы интерметаллидные частицы, закрепляя дислокации, затрудняют мартенситное превращение.

12. Изменение M_s и полноты превращения при фазовом наклепе дисперсионноотверждающих сплавов в значительной мере определяется интенсивным развитием процессов выделения, приводящих к изменению химического состава аустенита.

13. Фазовый наклеп может приводить к смене изотермического мартенситного превращения атермическим, что обусловлено прямым его действием, а не сопутствующим изменением химического состава аустенита (последнее влияет в обратном направлении). Изменение кинетики превращения сопровождается и изменением морфологии мартенсита. В дисперсионноотверждающих атермических сплавах, несмотря на значительное повышение M_s , тип мартенситного превращения не изменяется.

14. Аномальное снижение предела текучести с понижением температуры (вблизи M_s), может наблюдаться не только в атермических, но и в изотермических сплавах, имеющих повышенные значения

$\delta 0,2$ ($\sim 20 + 25 \text{ кг/мм}^2$). При этом повышение $\delta 0,2$ может быть достигнуто различными способами: легированием, пластической деформацией, фазовым наклепом.

15. Спад предела текучести наблюдается выше M_s , если небольшая предварительная пластическая деформация ($\sim 5-7\%$) повышает температуру начала превращения аустенита при охлаждении, и ниже M_s - если деформация понижает ее.

Литература

1. Яковлев Г. П., Дунаев Ф. Н., Шелкунов Г. С. Сб. Новые машины и приборы для испытания материалов. М., Металлургиздат, 1963. 51.
2. Hornbogen E, Meyer W. - Z. Metallkunde. 1967, 58, 372.
3. Богачев И. Н., Руденко А. Г. - МИОМ, 1974, №8, 14.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Пейсахов В. Б., Куравлев Л. Г., Штейнберг М. М. Влияние дисперсионного твердения аустенита на кинетику мартенситного превращения. Тезисы докладов научно-технического семинара "Формирование структуры сталей и сплавов при деформации и термообработке", Челябинск, 1972.
2. Куравлев Л. Г., Пейсахов В. Б., Штейнберг М. М. Взаимодействие старения и мартенситного превращения в сплавах на железоникелевой основе с карбидным и интерметаллидным упрочнением. Тезисы докладов Третьего Всесоюзного совещания по метастабильным состояниям в сплавах. Тбилиси, 1973.
3. Л. Г. Куравлев, М. М. Штейнберг, В. Б. Пейсахов. О макро- и микрокинетике мартенситного превращения. - ФММ, 1974, 38, 191.
4. Пейсахов В. Б., Куравлев Л. Г., Штейнберг М. М. Исследование мартенситного превращения в дисперсионотвердеющих сплавах. В сб. ВДЗ "Вопросы производства и обработки стали". Челябинск, ЧПИ, 1974.
5. Куравлев Л. Г., Пейсахов В. Б., Штейнберг М. М., Дербасова А. Ф. Влияние пластической деформации и старения на взрывное

мартенситное превращение.—В сб. №54 "Металлофизика". Киев, Наукова думка, 1974.

6. Луравлев Л.Г., Пейсахов Д.Б., Штейнберг М.М. Влияние фазового наклепа и пластической деформации на мартенситное превращение в дисперсионноотверждающих сплавах.—В сб. №147 "Вопросы производства и обработки стали". Челябинск, ЧПИ, 1975.
7. Луравлев Л.Г., Пейсахов Д.Б., Штейнберг М.М. О механическом поведении аустенитных сплавов с различной кинетикой мартенситного превращения. Тезисы докладов Второй Башкирской областной научно-технической конференции "Современные проблемы металловедения и термической обработки". Уфа, 1975.

Материалы диссертации докладывались на:

- Втором Всесоюзном совещании по механизму и кинетике мартенситных превращений, Киев, 1973.
- Третьем Всесоюзном совещании по метастабильным состояниям в сплавах, Ибилиси, 1973.
- Второй Башкирской областной научно-технической конференции "Современные проблемы металловедения и термообработки", Уфа, 1975.
- XXVI, XXVII и XXVIII научно-технических конференциях ЧПИ им. Ленинского комсомола, Челябинск, 1973, 1974, 1975.

Пейсахов Юрий Борисович

Мартенситное превращение в стареющих
аустенитных сплавах

Техн. редактор Н.В. Бортникова

№Б 06356. Подписано в печать 7/1-75 г. Формат бумаги 60х90 1/16.
Объем 1,5 п.л. Отпечатано на ротационной машине. Тираж 120 экз.
Заказ № 184/506.