



Министерство высшего и среднего специального образования СССР
ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
имени ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

На правах рукописи

ПОВОЛОЦКИЙ Виктор Давидович

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО НАКЛЕПА, ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
И ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МАРТЕНСИТИНОЕ
ПРЕВРАЩЕНИЕ В $Fe - Ni$ СПЛАВАХ

(Специальность 05.16.01 - "Металловедение
и термическая обработка металлов")

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Челябинский
политехнический институт
БИБЛИОТЕКА

Челябинск - 1973

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 спонсоры:

профессор, доктор технических наук Я.Е.Гольдштейн;
кандидат технических наук И.И.Минц.

Ведущее предприятие - Уральский научно-исследовательский
трубный институт.

Автореферат разослан "_____" 1973 г.

Задача диссертации состоится "_____" 1974 г.,
в _____ часов, в аудитории _____ на заседании Совета
по присуждению ученых степеней металлургического факультета Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола.

Адрес института: 454044, г.Челябинск, 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 присыпать отзывы в 2-х экземплярах, заверенных гербовой печатью.

Ученый секретарь Совета -
доцент, кандидат технических наук

В.Гончар

(В.Н.Гончар)

В В Е Д Е Н И Е

Мартенситное превращение лежит в основе важнейших способов упрочнения стали. Большой вклад в изучение этого превращения внесли работы Г.В.Курдюкова, О.П.Максимовой, В.Д.Садовского, А.П.Гуляева и др. В настоящее время известно, что мартенситные превращения в сплавах на железной основе весьма разнообразны и могут существенно отличаться друг от друга кинетикой процесса, морфологией и тонкой структурой мартенсита. Различают следующие типы превращения: изотермическое, т.е. способное протекать при постоянной температуре, "обычное" атермическое (плавное), протекающее только при непрерывном охлаждении и "взрывное" атермическое. Изменение параметров превращения и его типа может проходить не только вследствие легирования, но и благодаря различным внешним воздействиям, как предварительным, так и непосредственно инициирующим превращение.

Изучение особенностей мартенситных реакций различных типов и закономерностей их смены представляет значительный интерес, как с точки зрения теории, так и с целью рационального использования мартенситных превращений для получения требуемых оптимальных свойств.

При использовании таких способов упрочнения, как фазовый и внешний наклеп необходимо учитывать влияние этих воздействий на мартенситное превращение того или иного типа. Известно, что в сплавах с типично изотермической кинетикой образования мартенсита наклеп (внешний или фазовый) существенно подавляет γ - α переход (снижает M_s , уменьшает полноту). Во "взрывных" сплавах эти параметры меняются незначительно, однако, взрывы превращения могут полностью исчезнуть.

Несмотря на достигнутые успехи, проблема мартенситного превращения остается центральной в современном металловедении. Ряд вопросов, связанных с существованием изотермической и атермической кинетикой превращения, остается не ясным.

В настоящей работе на серии сплавов Н25-Н32, в которых при 29-30% N_i происходит смена механизма γ - α перехода, а также на типично изотермических сплавах Н23Г3 и Н23Г40 изучено мартенситное превращение при охлаждении, деформации и в импульсном магнитном поле (ИМП). Исследовано влияние фазового и внешнего наклена на превращение в этих случаях.

Для решения некоторых вопросов ИМП использовано как инструмент исследования.

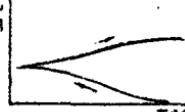
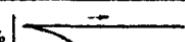
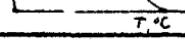
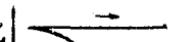
I. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ.

Состав сплавов подбирался так, чтобы при обычном охлаждении (до 10 град/сек) получить типично изотермическое превращение (Н23Г3, Н23Г4Ю), плавное, но очень интенсивное превращение, которое иногда относят к, так называемому, "обычному атермическому" (Н25-Н29), и "взрывное" (Н30-Н32). Кроме того, для этюдных опытов использовались другие сплавы.

Сплавы выплавлялись в открытой индукционной печи из железа МЖ-0 и электролитического никеля. Из прокованных прутков изготавливались разрывные образцы (рабочая длина 30 мм, Ø 3 мм, резьба на головках M6), магнитометрические образцы диаметром 3 мм и длиной 30 мм получали волочением. Аустенитизация проводилась при 1180-1220°C в атмосфере аргона в течении 20 минут с охлаждением на воздухе.

Содержание легирующих элементов, мартенситные точки сплавов и полнота превращения при охлаждении со скоростью 5°/мин до -196°C и отогреве приведены в таблице I. Содержание углерода во всех сплавах составляло 0,01±0,015%.

Таблица I

Марка	Состав			M_s , °C	Кривая превращения (схема)	Полнота %
	Ni	Mn	Al			
Н23Г4Ю	22,5	3,73	2,3	-50	% M 	15±20
Н23Г3	23,0	3,5		-15	% M 	50±60
Н25				100	% M 	~100
Н27	27,7			28	% M 	~90
Н28	28,7			4	% M 	~90
Н29	29,3			-II	% M 	~85
Н30	30,0			-32	% M 	~85
Н31	30,7			-47	% M 	~80
Н32	31,6			-68	% M 	~75

Для регистрации мартенситного превращения при охлаждении использовались:

а) магнитометр Д.С.Штейнберга, позволяющий производить 3-4 измерения намагниченности образца в минуту. ($V_{\text{охл}}=I+10$ град/мин);

б) дифференциальный магнитометр для непрерывной записи мартенситного превращения в сплавах с неферромагнитным austенитом. ($V_{\text{охл}}=5+50$ град/мин);

в) импульсный магнитометр, специально сконструированный нами для изучения взрывного превращения (схема аналогична описанной в работе В.Н.Арского *). Обладает повышенной чувствительностью к взрывному образованию мартенсита ($V_{\text{охл}}=5+50$ град/мин). В измерительной катушке такого магнитометра, находящейся в постоянном магнитном поле (500э) помещается образец. Катушка через усилитель и выпрямитель соединена с шлейфовым осциллографом Н700. При мартенситном превращении возрастает намагниченность образца, что вызывает увеличение магнитного потока через катушку и, следовательно, появление в ней э.д.с., величина которой пропорциональна мгновенной объемной скорости превращения и не зависит от количества уже имеющегося в образце мартенсита. Взрыву превращения соответствует всплеск на осциллограмме. Плавное превращение, даже очень интенсивное, практически не вызывает отклонение "зайчика".

Растяжение образцов для определения механических свойств (б, б₁, б₂) и количества мартенсита, образующегося до разрыва, производили на машине ИМ-ЧР со скоростью 1 мм/мин.

Фазовый состав определяли магнитометрическим и рентгеноструктурным методами (на аппарате УРС-50ИМ).

Металлографическое исследование проводили на оптическом микроскопе МИМ-8.

Импульсное магнитное поле напряженностью до 350ка получали при разряде батареи конденсаторов на соленоид Биттера.

*) В.Н.Арский. "ФММ", 1958, т.6, № 3, 496.

П. ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ
В *Fe-Ni* СПЛАВАХ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И В ИМПУЛЬСНОМ
МАГНИТОМЕТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ.

Исследование микрокинетики мартенситного
превращения в *Fe-Ni* сплавах.

При изучении мартенситного превращения в том или ином сплаве весьма важен вопрос о характере превращения: взрывной или невзрывной, атермический или изотермический. При невысокой чувствительности магнитометра или анизометра, плавность мартенситных кривых еще не свидетельствует об отсутствии взрывного характера превращения. Представляло интерес изучить истинный характер γ - α перехода в сплавах Н25-Н29, а также в сплавах Н30-Н32 после большого взрыва, т.е. в тех случаях, когда измерения на магнитометре Д.С.Штейнберга (или на анизометре) указывают на плавный ход превращения.

В связи с изложенным целесообразно было использование магнитометра, обладающего высокой чувствительностью, фиксирующего очень малые взрывы (менее 0,5%).

Осциллограмма мартенситного превращения сплавов Н25-Н28 при скорости охлаждения до 50 град/мин - почти прямая линия, с едва заметной выпуклостью. Это означает, что взрывов нет и превращение при охлаждении развивается плавно. На температурной кривой заметен изгиб, обусловленный тепловым эффектом мартенситной реакции.

На осциллограмме превращения сплава Н29 имеется серия всплесков, соответствующих взрывному образованию мартенсита. Значительные взрывы чередуются с очень мелкими. В сплавах Н30-Н32 наблюдаются I-2 крупных взрыва и множество мелких, которые создают фон, имеющий вид холма. Крупные взрывы сопровождаются значительным выделением тепла, вследствие чего образец нагревается на 10-20°. Если образование мартенсита начинается с большого взрыва (30-60%), то после него превращение возобновляется лишь на 10-20° ниже температуры взрыва и состоит из большого числа мелких скачков.

Таким образом, применение высокочувствительной методики позволило установить, что "плавное" превращение в сплаве Н29, а также в сплавах Н30-Н32 после крупных взрывов на самом деле имеет скачкообразный характер.

В докритических сплавах Н25-Н28, а также в Н23Г3 и Н23Г4Ю мартенситное превращение действительно плавное, хотя известно, что и в этих сплавах образование отдельных кристалликов α -фазы происходит скачкообразно. Однако такие скачки не являются следствием автокаталитич-

ности мартенситного превращения. Их величина на несколько порядков меньше чувствительности импульсного магнитометра и, судя по микроструктурному исследованию, составляет порядка $3 \cdot 10^{-5}$ мм^3 для сплава H28 и 10^{-5} мм^3 для сплава H23Г4Ю (около $10^{-5}\%$).

Для окончательного решения вопроса о природе превращения в докритических $Fe-Ni$ -сплавах были проведены опыты с наложением импульсного магнитного поля.

Мартенситное превращение в $Fe-Ni$ сплавах
в импульсном магнитном поле.

Известно, что магнитное поле, понижая свободную энергию ферромагнитной фазы, приводит к повышению температуры T_a и тем самым может вызвать $J-\alpha$ переход выше точки M_s . Вследствие кратковременности действия импульсного магнитного поля (ИМП), в последнем возможен только атермический $J-\alpha$ переход. Это обстоятельство делает ИМП своеобразным "индикатором", позволяющим судить о природе превращения при охлаждении.

После austенитизации образцы охлаждали до температур, лежащих несколько выше мартенситной точки, и подвергали действию ИМП напряженностью 320кэ. В сплаве H25 магнитное поле не вызывало превращения даже при температуре мартенситной точки и наличии первых порций мартенсита охлаждения. В сплавах H27-H32 возникало некоторое количество мартенсита (до 60%), увеличивающееся по мере приближения к M_s .

Во всех исследуемых сплавах, независимо от типа кинетики мартенситного превращения при охлаждении и характера образующегося при этом мартенсита, возникающий в ИМП мартенсит всегда имел вид игл или линий со средней линией и был подобен мартенситу охлаждения закритических сплавов.

Иглы мартенсита сплавов H27, H28 возникшие в ИМП, имеют "рваные" границы, которые при переходе к сплавам H29-H32 постепенно сглаживаются.

Таким образом, в докритических железоникелевых сплавах при охлаждении и в ИМП образуется мартенсит различных типов: соответственно пластинчатый и линзовидный с мыдризом.

В закритических сплавах не было обнаружено существенных различий микроструктуры мартенсита, полученного охлаждением и наложением ИМП.

Во всех сплавах увеличение количества мартенсита в одном и том же образце при действии повторяющихся импульсов поля постепенно нарастающей напряженности носит скачкообразный характер, свойственный образованию взрывного мартенсита.

Итак, во всех случаях, когда действие ИМП вызывает образование мартенсита, структура его оказывается однотипной и сходной со структурой мартенсита, возникающего при охлаждении закритических сплавов. Малая длительность импульса позволяет считать, что флуктуационные процессы не получают значительного развития и мартенсит, образующийся в ИМП, является атермическим. Кратковременность импульса исключает возможность образования изотермического мартенсита. Различие структуры мартенсита, возникшего в докритических сплавах в ИМП и при охлаждении, а также то обстоятельство, что в Н25 в ИМП не происходит γ - α превращение даже при температуре M_s , указывает на то, что в последнем случае превращение носит чисто изотермический характер, несмотря на его очень активное развитие при понижении температуры — такое активное, что может быть ошибочно принято за атермическое.

Для всех исследуемых сплавов были определены температуры начала мартенситного превращения в ИМП напряженностью 330 и 210кэ. Разность значений мартенситных точек в поле и при охлаждении (δM_s — эффект) оказывается наибольшей при содержании Ni вблизи критической концентрации. С удалением от критического состава (в обе стороны) затрудняется превращение аустенита в мартенсит в ИМП (рис. I).

Уменьшение δM_s в поле с увеличением содержания Ni в закритических сплавах наблюдалось и ранее и обусловлено появлением и усилением ферромагнетизма аустенита. С понижением содержания Ni менее 2% также происходит уменьшение δM_s вплоть до нуля в Н25, хотя существенного изменения δT_c , согласно формуле Кривоглаза-Садовского^{*)}, происходит не должно. Такое несоответствие вызвано тем, что в докритических сплавах при охлаждении образуется мартенсит {III}, а в магнитном поле, судя по морфологическим признакам — {259}, тогда как разность δM_s может быть приближенно равна δT_c лишь для одинаковых типов мартенсита. Так как в ИМП всегда возникает только атермический мартенсит, то для правильной оценки δT_c — эффекта следовало бы в докритических сплавах определить температуру начала атермического превращения при охлаждении.

Принципиальная возможность получения атермического мартенсита в докритических сплавах при охлаждении вытекает из данных по наложению ИМП, а также из работы И.Я.Георгиевой и И.И.Никитиной^{**)} в кото-

^{*)} А.И.Кривоглаз, В.Д.Садовский. ФМ, 1964, 18, 502.

^{**)} И.Я.Георгиева, И.И.Никитина. "ДАН СССР", 1969, т.196, № 1, 85.

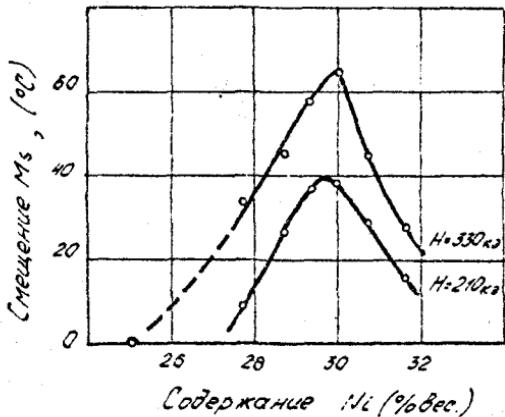


Рис. 1. Зависимость повышения температуры начала мартенситного превращения в ИМН напряженностью 330 и 210кэ от содержания Ni .

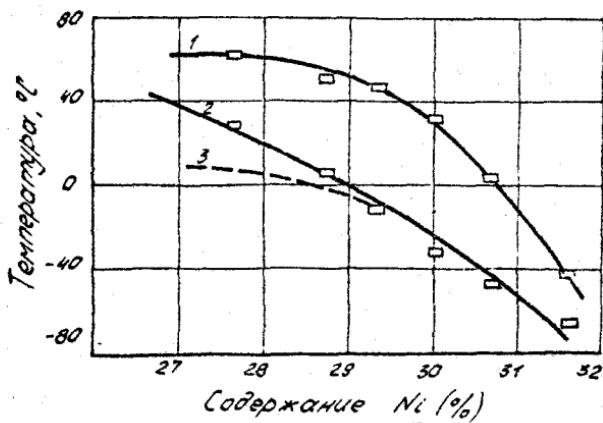


Рис. 2. Температуры начала мартенситного превращения в Fe-Ni сплавах:

- I. в импульсном магнитном поле 330кэ;
2. при охлаждении ;
3. предполагаемая температура начала атермического превращения при сверхбыстром охлаждении.

рой на сплаве $Fe - 23,4 Ni - 5,2 Mo$ при понижении температуры наблюдался переход от плавной изотермической к "взрывной" кинетике с соответствующим изменением структуры мартенсита.

Резкое охлаждение образцов сплава H28 в жидком азоте не привело к появлению в них атермического мартенсита. После охлаждения в спирте, имеющем температуру $-50 \pm -80^{\circ}C$ (скорость охлаждения на поверхности ~ 300 град/сек), в структуре образцов наряду с изотермическим содержалось 10-15% атермического мартенсита в виде скоплений крупных игл с мидрибами. Изменению структуры соответствуют скачки превращения, регистрируемые импульсным магнитометром.

Таким образом, при значительном увеличении скорости охлаждения подавляется изотермическое и реализуется атермическое превращение в докритических $Fe-Ni$ сплавах. Следует ожидать, что при некоторой скорости охлаждения произойдет полная смена механизма превращения.

Концентрационная зависимость температуры начала мартенситного превращения при охлаждении и в ИМП для исследуемых сплавов изображена на рис.2 (кривые 2 и I соответственно).

Для случая охлаждения кривая, по существу, состоит из двух участков, соответствующих до- и закритическим сплавам и различным механизмам мартенситного превращения. В ИМП механизм превращения одинаков при всех концентрациях Ni , при которых удается получить мартенсит. Штриховой линией проведена предполагаемая кривая начала атермического превращения (M_s^{at}) при охлаждении докритических сплавов. Так как в этих сплавах с понижением содержания Ni δT_c -эффект уменьшается незначительно, то кривая 3 проведена параллельно кривой I. Такое построение, по-видимому, справедливо, так как смещение M_s в ИМП (разность ординат кривых I и 3) для одинаковых типов мартенсита приближенно равно повышению T_0 . В свою очередь, величина δT_c -эффекта очень мало меняется при содержании Ni ниже 30%, а, следовательно, не меняется и δM_s .

Если считать, что действие поля эквивалентно сверхбыстрому снижению температуры на δT_0 градусов за время действия импульса (10^{-4} сек) то при наложении ИМП на докритические сплавы при температуре выше M_s , как бы "проскакивает" интервал изотермического превращения. При достаточной напряженности поля достигается интервал атермического превращения и происходит образование "взрывного" мартенсита.

Особого внимания заслуживает вопрос о влиянии морфологического типа мартенсита на механические свойства аустенито-martенситного состояния сплава. Для исследования использовался сплав H28, в котором в одних образцах наложением ИМП вблизи M_s получали около 50% атер-

мического мартенсита, а в других охлаждением на 25-30⁰С ниже M_s столь-ко же изотермического. Сравнение механических свойств (σ_s , σ_b , δ) показало, что последние практически не зависят от типа мартенсита.

Необходимо отметить, что полученные результаты не означают тождественности различных морфологических типов по отношению к другим механическим свойствам.

Влияние предварительно накопленного мартенсита на последующее γ - α превращение.

Образование мартенсита сопровождается непрерывным изменением состояния аустенита, что, в свою очередь, должно влиять на развитие превращения.

Имея возможность получить в сплаве Н28 изотермический (при охлаждении) и атермический (в ИМП) мартенсит, представляло интерес изучить влияние обоих типов возникающего мартенсита на последующее превращение при охлаждении и в ИМП.

Атермический мартенсит поля получали наложением ИМП при 40⁰С, затем образец быстро переносили в термостат с температурой 50⁰С. В другом образце добивались образования такого же количества изотермического мартенсита охлаждения. Затем оба образца ступенчато охлаждали, фиксируя количество мартенсита после трехминутной выдержки при каждой температуре. В случае накопления мартенсита охлаждения превращение возобновляется на несколько градусов ниже температуры предварительного охлаждения и, следовательно, ниже исходного значения M_s . Если предварительно был накоплен атермический мартенсит поля при 40⁰С, то превращение при охлаждении начинается около 35⁰С (т.е. выше M_s , равной 4⁰С) и на кривой превращения имеется перегиб, после которого мартенситное превращение существенно ускоряется (рис. 3а).

Количество мартенсита, образовавшегося после охлаждения образцов с мартенситом поля до температуры M_s , пропорционально объему превращения в ИМП.

Полнота превращения вплоть до температуры -196⁰С всегда на 5-8% больше в образцах, содержащих атермический мартенсит, при этом общее количество мартенсита близко к 100%. Из этого следует, что атермический мартенсит, по-видимому, создает в аустените меньшие искажения, противодействующие γ - α переходу, чем изотермический мартенсит. Такой вывод относится к атермическому мартенситу, полученному не только в поле, но и при охлаждении. Например, быстрое охлаждение сплава Н29 в жидком азоте, значительно увеличивая в нем долю атермического мартенсита по сравнению с медленным охлаждением, повышает полноту превращения на 3-5%.

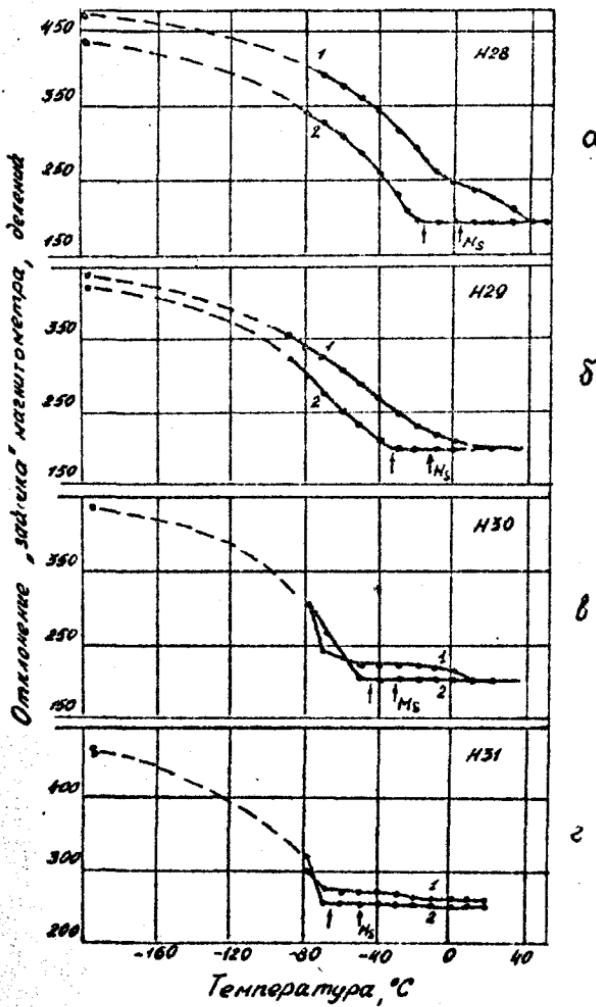


Рис. 3. Кривые мартенситного превращения образцов сплавов H28–H31 с предварительно накопленным мартенситом, полученным действием ИМП (1) и охлаждением (2). 100дел. \approx 20% мартенсита.
 $\uparrow M_s$ – мартенситная точка сплава
 \uparrow – температура предварительного охлаждения образца 2

На "эффект приращения" сильно влияет исходное состояние аустенита. В образцах, подвергнутых фазовому наклелу, значительно уменьшается активизация превращения предварительно полученным мартенситом поля.

Дополнительные данные, позволяющие судить о природе "эффекта приращения", дало изучение влияния предварительно полученного мартенсита охлаждения и поля на последующее превращение при охлаждении в сплавах Н29-Н31. Результаты экспериментов приведены на рис.3. Во всех сплавах в образцах, содержащих мартенсит поля, наблюдается прирост мартенсита выше M_s , который уменьшается по мере повышения содержания Ni. В сплаве Н31, содержащем около 50% мартенсита поля, такой прирост составляет всего около 2% при погрешности измерений $\pm 0,5\%$. Уменьшение прироста количества α' -фазы после мартенситного взрыва в ИМП при переходе от сплава Н29 к Н31 совпадает с уменьшением дислокационной периферии мартенситных игл.

Многие исследователи считают "правомерным предположение, что собственно мартенситный взрыв связан с возникновением двойникованной части кристалла, а появлению дислокационной периферии соответствует подрастание на кинетической кривой после взрыва" *). С помощью микроструктурного исследования это предположение было подтверждено экспериментально. Было установлено, что приращение количества α' -фазы при охлаждении после мартенситного взрыва в ИМП обусловлено некоторым утолщением игл и образованием керовинностей на их границах. Для исследования были взяты сплавы Н29, Н30, ЗОН25. Наиболее четкая картина, не затемненная поверхностным мартенситом, получилась на сплаве Н30. В двух образцах этого сплава при температуре $+10^{\circ}\text{C}$ было получено по 40% мартенсита поля. Затем один из образцов стабилизировался при $+100^{\circ}\text{C}$ (1 час), а другой охлаждался до температуры $M_s + 10^{\circ}\text{C}$ (до -22°C), что вызывало в нем дополнительное появление 4-6% мартенсита. Сравнение структур показало, что в последнем образце иглы мартенсита несколько толще и более "лохматые", чем в первом. Новых кристаллов изотермического мартенсита не появилось. Подобная картина наблюдалась неоднократно.

Представляло также интерес выяснить влияние предварительно накопленного мартенсита на последующее превращение в ИМП. Было установлено, что если два образца сплава Н28 (из которых первый содержит около 30% изотермического мартенсита охлаждения, а второй столько же атер-

*). И.Я.Георгиева, О.П.Максимова. "ФММ", 1971, т.32, № 2, 364.

мического мартенсита поля) подвергать действию ИМП, повышающейся напряженности, то в первом из них превращение начинается при гораздо большей напряженности поля.

ВЫВОДЫ к главе II:

1. В исследованных сплавах при содержании Ni менее 29% превращение при охлаждении осуществляется плавно, но очень активно. Совокупность данных по влиянию ИМП на эти сплавы указывает на чисто изотермический характер превращения в них при обычных скоростях охлаждения.

Быстрое охлаждение может в той или иной степени подавлять изотермическое превращение и приводит к появлению атермического мартенсита в докритических сплавах.

2. Наложением ИМП можно вызвать образование атермического мартенсита в докритических сплавах в тех случаях, когда поле налагается при температуре вблизи M_s^{27} без накопления значительного количества изотермического мартенсита.

3. При содержании Ni более 29% происходит переход от изотермической кинетики к взрывной. После крупных взрывов $J-d$ переход развивается множеством мелких скачков, которые создают видимость плавного превращения при регистрации обычными методами.

4. Образование взрывного мартенсита происходит в две стадии: атермически образуется центральная часть иглы, затем следует ее подрастание изотермическим путем. ИМП позволяет разделить эти две стадии.

5. Предварительно накопленный атермический мартенсит поля в докритических сплавах существенно активизирует последующее изотермическое превращение при охлаждении, которое сначала развивается за счет подрастания старых игл.

Предварительно накопленный изотермический мартенсит значительно подавляет последующее атермическое превращение в ИМП.

6. В одном и том же докритическом сплаве замена части изотермического мартенсита охлаждения атермическим мартенситом поля приводит к некоторому повышению максимальной полноты превращения (при охлаждении до $-196^{\circ}C$).

7. Механические свойства сплава (C_s , C_d , δ) в austenito-мартенситном состоянии практически не зависят от морфологического типа мартенсита.

III. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО И ФАЗОВОГО НАКЛЕПА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В $Fe-Ni$ СПЛАВАХ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ.

Основные экспериментальные данные.

Для получения фазового наклела образцы охлаждались в жидком азоте, а затем отогревались в дилатометре со скоростью 300 град/мин до температуры коагуляции обратного превращения. Внешний наклел осуществляли волочением при $150^{\circ}C$ для избежания образования мартенсита деформации. После предварительного наклела (внешнего или фазового) кинетическая кривая для докритических сплавов не изменяется, однако, начало γ - α перехода смещается в сторону отрицательных температур. Существенные изменения мартенситной кривой происходят в закритических сплавах Н30, Н31. После двух-трех циклов фазового наклела (а иногда и после одного) наблюдается сглаживание мартенситной кривой: величина больших скачков уменьшается, число малых скачков возрастает и, наконец, кривая становится полностью плавной. Пластическая деформация оказывает аналогичное влияние, причем "взрывы" сохраняются еще при 50% и исчезают лишь при 80% деформации.

Несмотря на резкое изменение кинетики превращения, морфологический тип мартенсита оставался неизменным, происходило лишь измельчение игл мартенсита. Сохранение типа мартенсита должно означать и сохранение характера превращения. Исследование микрокинетики подтвердило это: на осциллограммах превращения фазоанализированных образцов сплавов Н29-Н31 наблюдалась "всплески", характерные для образования взрывного мартенсита.

Таким образом, устранение видимых скачков на мартенситной кривой после фазового или внешнего наклела не означает ликвидации "взрывного" превращения в сплавах Н29-Н31.

Влияние наклела аустенита на температуру начала γ - α перехода ослабевает с уменьшением изотермичности превращения. Так, фазовый наклел снижает M_s тем значительнее, чем ниже содержание Ni и больше число циклов γ - α - γ переходов (в пределах до 2-х-3-х). Наибольшее снижение мартенситной точки (на 40°) наблюдалось в сплаве Н25. Мартенситная точка сплава Н31 почти не изменилась. Значительное снижение температуры начала превращения (на $30+60^{\circ}C$) вызывал фазовый наклел в сплавах Н23Г3 и Н23Г4Ю с медленной изотермической кинетикой.

При оценке степени упрочнения после фазового наклела было установлено, что прирост твердости больше в изотермических сплавах. Такой

результат мог быть обусловлен как их меньшей начальной твердостью, так и особенностями структуры мартенсита. Изотермический мартенсит характеризуется более высокой плотностью дислокаций, которая может наследоваться аустенитом при упорядоченном механизме δ - γ перестройки. Для выяснения влияния типа мартенсита, участвующего в γ - δ - γ цикле, на упрочнение аустенита определяли повышение твердости образцов сплава Н28 после обычного фазового наклепа и после фазового наклепа мартенситом, полученным в сильном ИМП. В последнем случае в сплаве Н28 образуется атермический мартенсит (около 50%), что позволяет получить в одном и том же сплаве мартенсит различных типов. Оказалось, что повышение твердости после фазового наклепа практически не зависит от типа мартенсита, участвовавшего в δ - δ - γ цикле. Таким образом, различное повышение твердости, вследствие фазового наклепа изотермических и атермических сплавов, обусловлено, в основном, различием свойств исходного аустенита. Сравнение механических свойств (σ_s , σ_b , δ) показало, что последние также не зависят от типа мартенсита, участвовавшего в γ - δ - γ цикле.

Представлялось возможным сопоставить влияние фазового наклепа на снижение мартенситной точки, когда в одном и том же сплаве (Н28) наклеп осуществлялся либо изотермическим мартенситом охлаждения, либо атермическим мартенситом поля (содержание мартенсита во всех образцах составляло около 50%). Оказалось, что в последнем случае снижение M_s менее существенно и после одного цикла составляет около 8°C , в то время как для изотермического мартенсита около 14°C .

Было исследовано влияние предварительного наклена (внешнего и фазового) на температуру начала δ - α перехода в сплавах Н27-Н32 в ИМП. Можно было ожидать, что наклеп не окажет существенного влияния на эту температуру, как в закритических так и докритических сплавах, потому что превращение в ИМП атермическое. Однако, полученные результаты показывают (рис.4), что температура начала атермического превращения в ИМП в докритических сплавах значительно снижается, если аустенит подвергнуть наклепу (внешнему или фазовому). Снижение температуры начала превращения под действием предварительного наклена аустенита в ИМП почти такое же, как и в случае превращения при охлаждении. С увеличением содержания Ni это снижение постепенно уменьшается, практически до нуля в сплавах Н31, Н32. Таким образом, атермическое мартенситное превращение, возбуждаемое ИМП в докритических сплавах, тоже чувствительно к дефектам кристаллического строения аустенита, как и изотермическое превращение при охлаждении.

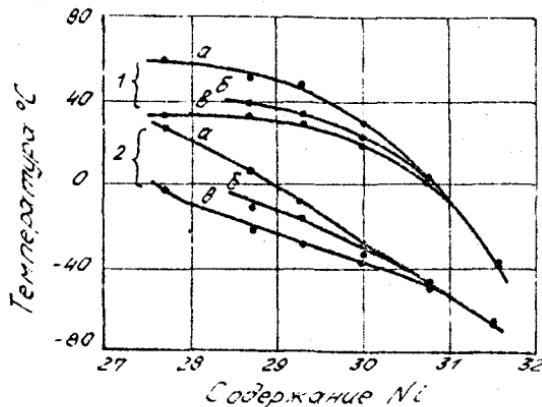


Рис.4. Концентрационная зависимость температуры начала γ - δ перехода в ИМП напряженности 320кэ (1) и при охлаждении (2) для различных обработок аустенита: а) отжиг 1200°C, б) 6 циклов фазового наклепа, в) деформация 60% волочением при 150°C

Полнота превращения после наклена изменялась только в типично изотермических сплавах. Так, в Н23Г3 после цикла фазового наклена полнота снижается от 60 до 40%, а в Н23Г40 от 30 до 5-7%.

При изучении термической устойчивости наклеченного состояния аустенита было установлено, что интенсивное изменение M_B после оттока (возврат к исходному значению) начинается насколько ниже (на 30-40°C) температуры начала интенсивного разупрочнения. В сплаве Н28, в котором можно получить 2 типа мартенсита (изотермический при охлаждении и атермический в ИМП), температурный интервал разупрочнения фазонаклеченного аустенита при отжиге не зависит от типа мартенсита, участвовавшего в γ - δ - δ' переходах.

Обсуждение результатов.

Как уже отмечалось выше, различное влияние наклена аустенита на последующий γ - δ переход связывают с неодинаковой чувствительностью изотермического и атермического мартенситного превращения к дефектам кристаллического строения. Для первого она велика, а для последнего мала. Эта точка зрения хорошо отвечает всем экспериментальным данным, касающимся образования мартенсита при охлаждении. Следует, однако,

отметить, что во всех таких опытах изотермическое и атермическое превращение происходило в аустените с различными физико-механическими свойствами. Так, атермический γ - α переход всегда протекал в аустените, напряжение течения которого было выше, чем в аустените, претерпевшем изотермическое превращение. Это и другие различия обусловливались либо разным характером легирования, либо для одного и того же сплава более низкой температурой атермического превращения. Таким образом, в чистом виде не было установлено, что влияние предварительного наклена на развитие γ - α перехода зависит от типа превращения.

Свообразие опытов, проведенных с применением ИМП, состоит в том, что последнее возбуждает атермическое превращение при температуре несколько выше, чем температура начала изотермического превращения при охлаждении того же сплава. В таких условиях для докритических сплавов температура начала атермического превращения в поле под действием предварительного наклена снижается почти так же, как и температура начала изотермического превращения при охлаждении.

Основной причиной понижения мартенситной точки после наклена, по-видимому, является значительное увеличение механического сопротивления γ -фазы растущему кристаллу мартенсита. Возрастание механического сопротивления аустенита увеличивает противодействующую мартенситному превращению энергию. Для начала γ - α превращения необходимо компенсировать последнюю увеличением движущей энергии, т.е. увеличением степени переохлаждения ниже T_0 .

Описанные рассуждения, в принципе, можно применить и для изотермического превращения, в связи с чем остается открытм вопрос, почему в одних сплавах влияние наклена велико, а в других столь мало. Для ответа на этот вопрос воспользуемся данными работы *). В последней показано, что в Fe-Ni сплавах при переходе от изотермического мартенсита к атермическому принципиально меняется состояние зоны аустенита, примыкающей к мартенситному кристаллу. Интерференционная картина рельефа на полированном шлифе указывает на значительную пластическую деформацию аустенита вблизи мартенситных кристаллов после изотермического превращения, в то время как после чистого атермического превращения деформированная зона отсутствует полностью. Так как в изотермических сплавах при превращении происходит значительная пластическая деформация аустенита, то затруднение протекания аккомодирующих сдвигов (после наклена) подавляет γ - α переход. В атермических

*). И.Я.Георгиева, С.П.Максимова. "ФИЦ", 1971, т.32, № 2, 364.

сплавах, в которых деформация аустенита при γ - α переходе, по-видимому, в основном упругая, повышение предела текучести аустенита не увеличивает работу на аккомодацию в γ -фазе и снижение M_g не происходит.

Описанные представления, по сути дела, отвечают тезису о высокой чувствительности изотермического и низкой чувствительности атермического превращения к дефектам кристаллического строения. Опыты с применением ИМП, которые не согласуются с таким тезисом, дают основание считать, что чувствительность γ - α перехода к дефектам кристаллического строения определяется не типом превращения, а свойствами аустенита при температуре γ - α перехода, которые обусловливают тип превращения. Поясним сказанное примерами. В одном и том же сплаве (Н27 или Н28) изменение типа превращения от изотермического при охлаждении к атермическому в ИМП не приводит к существенному уменьшению снижения температуры начала γ - α перехода после наклена. В то же время, при неизменном типе превращения (атермическом) переход от сплава Н27 к Н32 значительно уменьшает снижение температуры начала превращения в ИМП под действием наклена.

Влияние наклена на полноту превращения можно объяснить, если учесть изменение соотношения между величиной требуемых для γ - α перехода флуктуаций энергии и вероятностью их появления в аустените. Медленному изотермическому превращению отвечает большая величина требуемых флуктуаций энергии и малая вероятность их появления. После наклена, величина энергии активации, необходимой для начала роста зародыша, еще более повышается. Вероятность появления требуемых флуктуаций уменьшается, как вследствие повышения их величины, так и вследствие понижения температуры начала γ - α перехода. Мартенситное превращение в таких условиях не получает существенного развития и полнота резко уменьшается. Для быстрого изотермического и атермического превращения при используемых скоростях охлаждения γ - α переход не лимитируется нехваткой тепловых флуктуаций и полнота превращения не изменяется.

ВЫВОДЫ к главе III.

I. Фазовый наклеп и пластическая деформация могут привести к полному сглаживанию магнитометрической кривой взрывных сплавов Н30, Н31. Однако, использование высокочувствительного магнитометра указывает на то, что взрывы превращения лишь сильно измельчаются, но не исчезают.

2. Фазовый наклеп снижает температуру начала мартенситного превращения при охлаждении. При переходе от атермического сплава Н31 к изотермическому Н25 смещение M_s постепенно возрастает от нескольких градусов до 35–40°C. Внешний наклеп снижает M_s менее интенсивно, чем фазовый.

3. В одном и том же сплаве (Н28) снижение M_s после фазового наклена меньше в том случае, когда в δ - α - γ цикле участвовал атермический мартенсит поля, а не изотермический мартенсит охлаждения.

4. Атермическое превращение, возбуждаемое ИИП в сплавах с изотермическим характером δ - α перехода при охлаждении, в значительной мере чувствительно к дефектам кристаллического строения, вносимым наклепом, если оно происходит выше температурного интервала изотермического превращения.

5. Значительное уменьшение полноты превращения под действием наклена наблюдается только в сплавах с типично изотермическим характером превращения.

6. Механические свойства аустенита (G_S , G_δ , δ) после фазового наклена, практически, не зависят от типа мартенсита, участвующего в δ - α - γ цикле.

IV. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ С РАЗЛИЧНЫМ ХАРАКТЕРОМ δ - α ПЕРЕХОДА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ.

Обычно в сплавах с изотермическим характером превращения мартенсит деформации образуется легко. Данные по образованию мартенсита деформации противоречивы. Нами изучалось образование и структура мартенсита, возникающего при деформации сплавов Н28, Н29, Н30, Н31, а также сплавов с типично изотермическим характером превращения Н23Г4Ю и Н23Г3. Кроме того, было исследовано мартенситное превращение при деформации фазонаклеченного аустенита этих же сплавов и определены температурные зависимости механических свойств в районе температур M_s – M_d .

Способность сплавов к образованию мартенсита при деформации. Морфология мартенсита.

Максимальное количество мартенсита деформации, которое может быть получено в сплавах Н28–Н31 растяжением отожженных образцов до разрыва при температуре чуть выше M_s , несколько уменьшается по мере увеличения содержания Ni. Однако во всех сплавах, как в докритических, так и в закритических, при температурах, не слишком удаленных от M_s , можно получить при деформации аустенита большое количество мартенсита

(80–60%). Температурный интервал $M_S - M_d$ существенно расширяется при переходе от сплава Н31 к Н28 и далее к Н23Г3, т.е. по мере увеличения степени изотермичности превращения при охлаждении.

Проведенное микроструктурное исследование показало, что мартенсит, образующийся при деформации изотермических сплавов в интервале температур $M_S - M_d$ несколько отличается от мартенсита охлаждения в этих сплавах. Однако, тип мартенсита охлаждения и мартенсита деформации одинаков. Пластинки мартенсита деформации могут быть несколько тоньше, особенно, если они возникли вблизи M_d . В преимущественно атермических сплавах Н30, Н31 структура мартенсита деформации зависит от температуры деформирования. Вблизи M_d образуется изотермический мартенсит в виде скоплениймелких пластинок, который по мере снижения температуры растяжения заменяется атермическим, в виде крупных кристаллов с мидрибами. Вблизи M_S при малых степенях деформации возникает только атермический мартенсит. При увеличении степени деформации появляются также мелкие пластинки изотермического мартенсита.

Фазовый наклеп не оказывает значительного влияния на температуру M_d и полноту превращения при деформации во всех исследуемых сплавах (рис.4). Наибольшее снижение M_d , вследствие фазового наклена аустенита, наблюдалось в сплаве Н31 и то оно не превышало 10°C . При температуре, равноудаленной от M_d , полнота превращения при деформации отожженного и фазонаклеченного аустенита была практически одинакова. При малых степенях деформации мартенситное превращение протекает активнее в фазонаклеченных образцах, что, по-видимому, связано с существенным (в 2–3 раза) повышением напряжений, необходимых для деформации аустенита.

Влияние мартенситообразования при деформации на механические свойства сплавов.

Для отожженных сплавов Н29–Н32 в работе *) было показано, что развитие мартенситного превращения при деформации обуславливает аномальное поведение относительного удлинения и предела текучести в области температур $M_S - M_d$. Полученные нами данные, в основном, совпадают с этими результатами. Так ниже M_d , пластичность всех исследуемых сплавов начинает возрастать, достигает максимума ниже M_d на $20-40^{\circ}\text{C}$, а затем быстро уменьшается. Максимальной пластичности соответствует образование 40–50% мартенсита до разрушения образца. За $5-10^{\circ}\text{C}$ до M_S наблюдается аномально низкое падение предела текучести для атермичес-

*) В.Н.Замбржицкий, О.П.Максимова, И.Ф.Москевич. "ДАН СССР", 1972, т.202, № 6, 1304.

ких сплавов Н30, Н3I, чего не происходит в изотермических сплавах Н28, Н23Г3.

Представляло интерес изучить механическое поведение фазонаклепанного аустенита изотермических и атермических сплавов. Фазовый наклеп сильно уменьшает пластичность исследуемых сплавов, однако, развивающееся в интервале M_s — M_d мартенситное превращение при оптимальном выборе температуры деформации способствует сохранению высоких пластических свойств сплава (рис.5). Важно отметить следующий экспериментальный факт: для фазонаклепанного аустенита наблюдается падение предела текучести вблизи M_s как в атермических, так и в изотермических сплавах.

Температурный интервал аномально низких значений $\sigma_{0,2}$ после фазового наклена существенно расширяется.

Аномальное падение предела текучести происходит, по-видимому, в тех случаях, когда напряжение, способное вызвать достаточно интенсивный мартенситный переход, оказывается меньше напряжения течения путем скольжения.

ВЫВОДЫ к главе IV.

1. Как в изотермических, так и в атермических исследованных сплавах, деформация аустенита несколько выше M_s вызывает образование большого количества мартенсита (60–80%). Интервал M_s — M_d в атермических сплавах значительно уже, чем в изотермических.

2. В изотермических сплавах структура мартенсита деформации подобна структуре мартенсита охлаждения. В атермических сплавах (Н30, Н3I) структура мартенсита деформации зависит от температуры. Вблизи M_d образуется изотермический мартенсит, который по мере снижения температуры деформирования заменяется атермическим.

3. Фазовый наклеп не оказывает существенного влияния на температуру M_d и полноту превращения при деформации сплавов Н28–Н3I и Н23Г3. Интенсивность образования мартенсита на начальных стадиях деформации после фазового наклена существенно увеличивается.

4. Во всех сплавах, как изотермических, так и атермических, фазовый наклеп приводит к значительному (примерно в 3 раза) повышению предела текучести, однако, при температуре M_s + (20+40)°С и ниже происходит аномальное падение $\sigma_{0,2}$. В отожженном состоянии падение предела текучести вблизи M_s происходит только в атермических сплавах (Н30, Н3I).

5. В случае деформации при температурах (на 20–30° ниже M_d), обеспечивающих оптимальную интенсивность мартенситообразования (40–

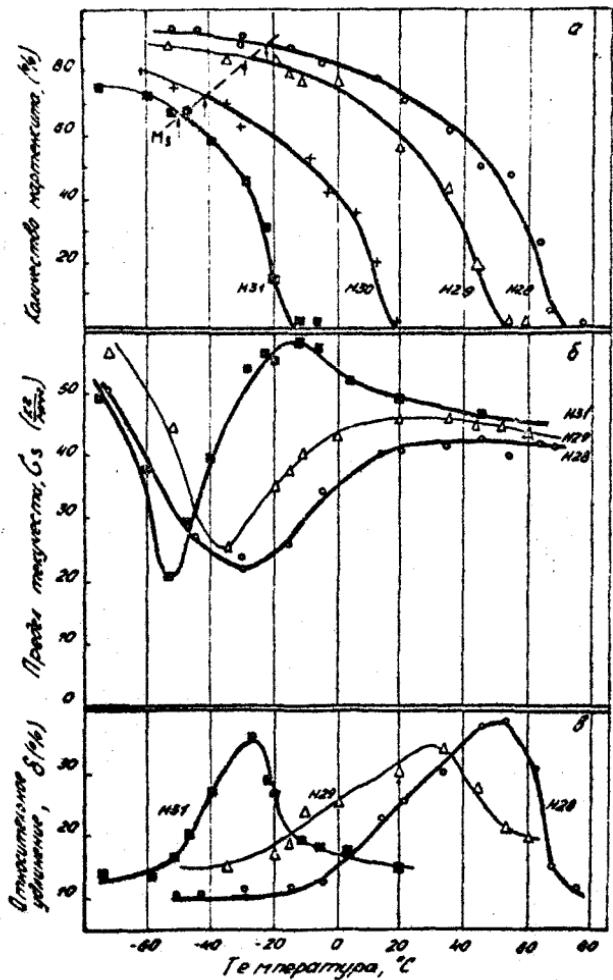


Рис. 5. Температурная зависимость количества мартенсита, образовавшегося при деформации до разрыва, предела текучести и относительного удлинения сплавов H28-Н31, подвергнутых фазовому наклепу

50% мартенсита при растяжении до разрыва), существенно повышается пластичность как отожженного, так и фазонаклепанного аустенита исследованных сплавов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы сплавы (Н25-Н32, Н23Г3, Н23Г4Ю) с различными типами мартенситного превращения. В большинстве сплавов, в зависимости от условий, может реализоваться как изотермическое, так и атермическое превращение.

При обычном охлаждении максимальная скорость изотермического образования мартенсита в зависимости от химического состава сплава может быть как очень малой (в Н23Г4Ю), так и настолько большой (Н25-Н28), что $\frac{d}{dt}$ переходу присущ качественный атермический характер. Импульсное магнитное поле (ИМП), в котором реализуется только атермическое превращение, в этом случае является "индикатором", указывающим на изотермичность $\frac{d}{dt}$ перехода.

При содержании Ni более 29-30% в Fe-Ni сплавах при охлаждении протекает атермическое превращение, которое обычно начинается с крупного взрыва. Установлено, что последующее "плавное" нграстание количества мартенсита фактически слагается из множества мелких скачков, регистрируемых магнитометром повышенной чувствительности.

Значительное дробление взрывов и кажущееся стягивание кривой превращения наблюдается при внешнем и фазовом наклете.

Образование "взрывного" мартенсита происходит в две стадии: атермически образуются центральные части игл, затем следует их подрастание по изотермическому механизму. ИМП позволяет разделить эти две стадии.

Механические свойства сплава (Н28), определяемые при статическом растяжении, в аустенито-martенситном состоянии практически не зависят от морфологического типа мартенсита.

Полученные в настоящей работе экспериментальные данные показывают, что тип мартенситного превращения определяется составом сплава, условиями, при которых протекает превращение (скорость охлаждения, воздействие ИМП, степень и температура деформации), и, иногда, структурным состоянием аустенита. Смену механизма превращения может вызывать как соответствующее легирование, так и изменение условий превращения. Например, резким охлаждением или действием ИМП можно получить атермический мартенсит в докритических сплавах (менее 29% Ni), в которых при обычном охлаждении образуется только изотермический мартенсит. Повышение температуры деформации сплавов Н30, Н31 приводит к изменению морфологического типа возникающего мартенсита от атермического к изотермическому.

Изменение структурного состояния аустенита после наклена (фазового или внешнего) приводит к существенному снижению M_s в изотермических сплавах. При переходе к атермическим сплавам смещение M_s становится незначительным. Такое различие связано, по-видимому, не столько с разной чувствительностью изотермического и атермического превращения к дефектам кристаллического строения, сколько с неодинаковыми свойствами превращающегося аустенита. Во всяком случае, температура начала атермического превращения, возбуждаемого ИМП в сплавах Н27, Н28, Н29 под действием наклена снижается почти в такой же мере, как и температура начала изотермического превращения в этих сплавах при охлаждении.

Механические свойства аустенита и температурный интервал разупрочнения при отжиге после фазового наклена практически не зависят от типа мартенсита, участвовавшего в δ - α - δ цикле. В то же время, снижение M_s для одного и того же сплава (Н28) было больше, когда в δ - α - δ цикле участвовал изотермический мартенсит охлаждения, нежели атермический мартенсит поля.

Для всех сплавов, в отличие от изменения M_s , снижение M_d под действием фазового наклена незначительно (максимально в атермическом сплаве Н31, около 10°).

Образование мартенсита при деформации существенно сказывается на механических свойствах всех исследованных сплавах. В случае деформации при температурах, обеспечивающих оптимальную интенсивность мартенситообразования, значительно повышается пластичность как отожженного, так и фазонаклененного аустенита. При более низких температурах (вблизи M_s) вызываемый напряжениями δ - α переход может привести к аномальному падению $\sigma_{0.2}$. Такой эффект наблюдается во всех сплавах, подвергнутых фазовому наклenu, а в атермических сплавах и в отожженном состоянии.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. В.Д.Поволоцкий, Л.Г.Журавлев, М.М.Штейнберг. ФМН, 1973, т.35, № 3, 567.
2. Л.Г.Журавлев, В.Д.Поволоцкий, М.М.Штейнберг. ФМН, 1973, т.36, № 1, 109.
3. Л.Г.Журавлев, В.Д.Поволоцкий, М.М.Штейнберг. "Тезисы докладов второго Всесоюзного совещания по механизму и кинетике мартенситных превращений", г.Киев, 1973, стр.78.
4. В.Д.Поволоцкий. Сб.трудов ЧПИ, 1973, № 107, стр.162.
5. В.Д.Поволоцкий, Л.Г.Журавлев, М.М.Штейнберг. Сб.трудов ЧПИ, 1973, № 118, стр.142.

Результаты работы, изложенные в диссертации, докладывались на I. научно-техническом семинаре "Формирование структуры сталей и сплавов при деформации и термообработке", Челябинск, 1972;

2. втором Всесоюзном совещании по механизму и кинетике мартенситных превращений", Киев, 1973;

3. научно-технических конференциях Челябинского политехнического института им.Ленинского комсомола, 1971-1973.