



Министерство высшего и среднего специального образования  
С С С Р

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ  
им. ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

На правах рукописи

ФИЛАТОВ Владимир Иванович

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАСПАДА АУСТЕНИТА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
РАЗЛИЧНЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ВІМО

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

Челябинский  
политехнический институт  
БИБЛИОТЕКА

Челябинск  
1974

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

Научные руководители:

профессор, доктор технических наук М.М. Штейнберг,  
доцент, кандидат технических наук М.А. Смирнов.

Официальные оппоненты:

профессор, доктор технических наук М.И. Гольдштейн  
(УПИ им. С.М. Кирова);

доцент, кандидат технических наук К.К. Бурнаков (КМИ).

Ведущее предприятие - Челябинский ордена Трудового Красного  
Знамени металлургический завод.

Автореферат разослан " \_\_\_\_\_ " \_\_\_\_\_ 1974г.

Защита диссертации состоится " \_\_\_\_\_ " \_\_\_\_\_ 1974г.,

в 15 часов, в аудитории \_\_\_\_\_ на заседании Совета по присуждению  
ученых степеней металлургического факультета Челябинского политехнического института имени 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 заседании Ученого Совета  
или прислать отзывы в 2-х экземплярах, заверенных печатью.

Ученый секретарь Совета

кандидат технических наук, доцент *В.Н. Гончар* (В.Н. Гончар)

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. С развитием техники все более высокие требования предъявляются к механическим свойствам конструкционных и инструментальных сталей и сплавов. Создание высокопрочных материалов — одна из актуальных задач современного металловедения. При этом проблема повышения прочности является одновременно и проблемой уменьшения склонности высокопрочных материалов к хрупкому разрушению.

За последнее десятилетие было выполнено много исследовательских работ по изучению упрочнения сталей и сплавов различными методами термомеханической обработки. Некоторые из этих методов опробованы в промышленных условиях, а некоторые внедрены в производство. Вместе с тем не все результаты исследований согласуются между собой, а иногда, по тем или иным причинам, они не сопоставимы. Имеется также ряд вопросов, которые исследованы еще недостаточно полно. Так, обстоятельно не изучено влияние высокотемпературной пластической деформации на кинетику распада переохлажденного аустенита, что имеет немаловажное значение для оценки прокаливаемости упрочненных сталей, а также для разработки таких вариантов термомеханической обработки, при которых пластическая деформация совмещается с распадом аустенита по типу I или II ступени. Нет достаточного анализа того обстоятельства, что изменение содержания углерода и характера легирования стали может заметно изменить эффект воздействия того или иного вида термомеханического упрочнения. Мало изучено влияние ВМО и на механические свойства высокоотпущенных сталей. В частности не уточнено в какой мере такая обработка влияет на ударную вязкость и склонность к хрупкому разрушению высокоотпущенных сталей с малой чувствительностью к отпускной хрупкости.

Еще имеется сравнительно мало данных, касающихся влияния на комплекс механических свойств такой обработки как ВМО/ВО, при которой высокотемпературная пластическая деформация совмещается с изотермической закалкой стали.

Цель работы. Выяснить общие закономерности влияния высокотемпературной пластической деформации на распад переохлажденного аустенита конструкционных и инструментальных сталей.

На сталях с различным содержанием углерода и характером легирования, обладающих разной склонностью к отпускной хрупкости, исследовать влияние ВМО на структуру и свойства как в низко-, так и

в высокоотпущенном состояниях; при этом проварьировать температуру, степень, скорость деформации, а также оценить влияние последеформационных пауз.

Проверить эффективность применения ВМІЗО для упрочнения легированных сталей и изучить влияние высокотемпературной пластической деформации на бейнитную хрупкость.

Научная новизна. Установлен принципиально различный характер влияния высокотемпературной пластической деформации на изотермический распад аустенита по типу I и II ступеней. Показано какие особенности в это влияние вносят изменение содержания углерода и характера легирования сталей, а также условий проведения деформации.

Выявлены общие закономерности влияния ВМО на механические свойства высокоотпущенных сталей с различным содержанием углерода и характером легирования.

Установлено ослабление бейнитной хрупкости в результате высокотемпературной пластической деформации и проанализированы возможные причины этого эффекта.

Практическая ценность. Выявленные в работе закономерности по влиянию ВМО на механические свойства позволили с одной стороны разработать оптимальные режимы ВМО для различных исследованных конструкционных сталей, а с другой - указать в каких случаях эта обработка эффективна.

Апробация работы. Разделы диссертационного исследования доложены на научно-технических семинарах в Московском и Ленинградском домах научно-технической пропаганды, на конференциях в Ташкенте, Волгограде и Челябинске.

Публикации. Результаты выполненных исследований опубликованы в 6 работах.

Объем работы. Диссертация изложена на 105 страницах машинописного текста и состоит из введения, 5 глав с 17 таблицами, 74 рисунками, списка литературы из 149 наименований.

## СО Д Е Р Ж А Н И Е      Р А Б О Т Ы

### Материал и методика исследования.

Исследованные стали, в зависимости от содержания углерода, условно можно разделить на три группы: стали с содержанием углерода 0,29-0,33% (30ХН3МА, 30Х2Н3М, 30Х2Н3М1Ф, 30Х2Н3ДМ1ФБ, 30ХГСА), 0,40-0,44% (40ХСНМА, 40Х2Н3М, 45ХН3МА) и 0,55% (5ХНВ). Их состав, критические точки и температура  $M_n$  указаны в таблице I. Из всех

изученных сталей сильную восприимчивость к обратной отпускной хрупкости имела сталь 30ХГСНА.

Большая часть сталей была промышленной выплавки. Их подвергали ковке, а затем термообработке для получения структуры зернистого сорбита.

При изучении влияния высокотемпературной пластической деформации на кинетику распада переохлажденного аустенита, кроме вышеуказанных сталей, дополнительно исследовались конструкционные (30Х2Н3М1Б, 30Х2Н3ДМ1Ф) и группа инструментальных сталей промышленной выплавки (3Х2В8Ф, 4Х4М2В8С (ДИ-22), 4Х8В2, 45ХЭВ3М8С (ДИ-23), 7Х3 и ШХ15), которые в исходном состоянии имели структуру либо зернистого сорбита, либо зернистого перлита. Эксперименты проводили в основном на образцах размером 4х5х30 мм. Аустенизацию образцов осуществляли либо в печи, либо в соляной ванне в течение 3-х минут. Во всех случаях предусматривались меры для предотвращения их от окисления и обезуглероживания. Конструкционные стали и сталь 5ХНВ подвергали аустенизации при 890°, а остальные стали - при 1050°C. Деформирование осуществляли прокаткой в один проход со скоростью 4 м/мин на специально сконструированном стане с подогревающимися валками, что позволило избежать подстуживание образцов. Образцы от температуры аустенизации до температуры изотермической выдержки охлаждали в соляной ванне. Кинетику распада переохлажденного аустенита изучали на магнитометре Д.С.Штейнберга с напряженностью поля 5000 эрстед. Для проверки данных магнитометрического анализа использовался также микроструктурный метод построения диаграмм.

При исследовании влияния ВМО на структуру и свойства сталей деформации подвергали, в основном, заготовки размерами 23х20х200мм. Заготовки, проходящие обычную закалку (ОГО) и изотермическую закалку (ИЗО) имели меньшее сечение, близкое к тому, которое получалось после деформации при ВМО. Высокотемпературная деформация осуществлялась на лабораторном прокатном стане с гладкой бочкой в один проход со скоростями от 1,5 до 17 м/мин и обжатиями от 20 до 60%. В связи с тем, что стан имел небольшой интервал скоростей, часть экспериментов по исследованию влияния скорости деформации на механические свойства сталей проводилась в условиях штамповки. В этом случае деформации подвергали заготовки размерами 16,5х10х55 мм со скоростями 1,2; 12,0; 240 и 1200 м/мин.

При всех вариантах обработки аустенизацию осуществляли при температурах 860° - для сталей 30ХН3МА и 45ХН3МА, 940° - 30ХГСНА, 1090° - 30Х2Н3М, 30Х2Н3М1Ф, 30Х2Н3ДМ1Б, 40ХСНМА, 40Х2Н3М и 850° -

Таблица I

Химический состав, критические точки и температура  $M_n$   
исследованных сталей

Марка стали	Химический состав, вес %											Критические точки и точка $M_n$ , °C	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	W	V	Nb	As <sub>1</sub>	As <sub>2</sub> (As <sub>cm</sub> )	$M_n$
30ХН3МА	0,33	0,31	0,67	0,78	2,77	0,46	0,19	-	-	-	740	$\frac{As_2}{790}$	300
30ХН3М	0,33	0,46	0,42	1,82	3,18	0,25	-	-	-	-	730	800	345
30ХН3М1Ф	0,31	0,37	0,42	1,89	3,24	0,73	-	-	0,11	-	735	815	330
30ХН3М1ФБ	0,31	0,52	0,45	2,03	3,32	0,78	1,18	-	0,11	0,12	740	835	330
30ХГСА	0,29	1,11	1,15	1,20	1,70	-	-	-	-	-	750	845	330
40ХСМА	0,40	1,32	0,68	1,08	1,10	0,20	1,12	-	-	-	760	825	310
40ХН3М	0,40	0,57	0,39	1,80	3,32	0,33	0,17	-	-	-	715	780	250
45ХНЦА	0,44	0,25	0,66	0,90	1,54	0,21	0,15	-	0,13	-	730	775	280
5ХНВ	0,55	0,24	0,66	0,63	1,64	0,07	0,15	0,55	-	-	730	790	280
30ХН3МБ	0,32	0,52	0,41	2,04	3,25	0,76	-	-	-	0,21	760	830	330
30ХН3М1Ф	0,29	0,50	0,45	1,99	3,31	0,73	1,18	-	0,11	-	735	805	320
3Х2В8Ф	0,35	0,25	0,30	2,42	0,17	-	0,11	7,76	0,26	-	810	850	340
4Х4Н2В8С	0,38	0,90	0,39	3,60	0,28	1,30	0,13	1,13	0,72	-	820	860	285
4Х8Б2	0,40	0,31	0,25	8,00	0,15	-	-	2,17	-	-	820	860	270
45Х3В3Н4С	0,47	0,77	0,45	2,95	0,16	0,96	-	3,35	1,65	-	835	865	300
7Х3	0,66	0,48	0,36	3,00	-	-	-	-	-	-	800	$\frac{As_{cm}}{1030}$	200
ЕХ15	1,03	0,28	0,28	1,56	0,10	-	0,12	-	-	-	790	1030	125

5ХНВ с выдержкой длительностью 30 мин. Все стали, кроме 30ХГСНА, закачивали в масле, а сталь 30ХГСНА - в воде.

При проведении ИЗО и ВИИЗО температуру и длительность изотермической выдержки выбирали на основании полученных данных по кинетике распада переохлажденного аустенита с целью обеспечения наибольшей полноты протекания процесса. Заготовки при этом либо непосредственно после аустенизации, либо после деформации переохлаждали и выдерживали в селитровой ванне, после чего следовало охлаждение их на воздухе.

Механические испытания на статическое растяжение проводили на пятикратных образцах с диаметром рабочей части 5 мм, а на ударную вязкость - на образцах размером 10x10x55 мм (тип I по ГОСТ 9454-60) по стандартной методике.

Для оценки склонности стали к хрупкому разрушению использовалась совокупность различных методов исследования: 1) разложение ударной вязкости на работу зарождения ( $a_z$ ) и работу распространения ( $a_p$ ) трещины методом осциллографирования усилия ножа маятника при нагружении; 2) динамический изгиб образцов с заранее инициированной трещиной усталости для определения  $a_{тy}$  (трещину усталости глубиной  $\sim 1,5$  мм зарождали на резонансном вибраторе А.Б. Дроздовского на образцах размером 6x10x55 мм); 3) построение серийных кривых в интервале температур от  $+200^\circ$  до  $-196^\circ\text{C}$ ; 4) изучение характера изломов как при небольших увеличениях, так и с использованием метода фрактографии; 5) статический изгиб образцов размером 6x10x60 мм с надрезом по широкой стороне глубиной 2 и радиусом закругления 0,5 мм с определением величины пластического прогиба ( $f_{пл.}$ ) в мм.

Испытания на усталость проводили на гладких образцах с диаметром рабочей части 5 мм при симметричном чистом изгибе с вращением на машине "МУИ-6000" по ГОСТ 2860-65. Предел выносливости определяли на базе  $1 \times 10^7$  циклов.

Об изменении тонкой структуры сталей судили по физическому уширению линии  $(110)_\alpha$ , получаемой при съемке в железном излучении на аппарате УРС-50 ИМ. Аппарат УРС-50 ИМ, снабженный сцинтилляционным счетчиком, использовался также и для определения параметра решетки остаточного аустенита. Для этого снималась линия  $(200)_\alpha$  аустенита и параметр решетки определялся по центру тяжести этой линии.

Количество остаточного аустенита оценивали как рентгенографическим, так и магнитометрическими методами. Для изолирования карбидных осадков применялся водный электролит Н.М. Поповой (75 г/л  $\text{KSC} +$

5% лимонной кислоты). Количественное определение элементов в карбидном осадке производили известными методами аналитической химии. Для электронномикроскопических исследований использовался микроскоп УЭМВ-100В. Удельное электросопротивление определялось потенциометрическим методом.

### Влияние высокотемпературной пластической деформации на кинетику распада переохлажденного аустенита

Наиболее подробно этот вопрос изучался на стали 40Х2НЭМ. Эта сталь имеет ярко выраженные перлитную и бейнитную области превращения, разделенные широкой зоной высокой устойчивости переохлажденного аустенита.

Установлено, что деформирование на 30% при 880°C приводит к ускорению распада аустенита по I ступени и замедлению промежуточного превращения, по сравнению с недеформированным состоянием. Ускоряющее влияние горячей пластической деформации на распад аустенита по I ступени проявляется как в сокращении инкубационного периода (время до образования 3% продуктов превращения), так и в увеличении скорости распада. Так, в случае изотермических выдержек при 650, 625 и 600°C инкубационный период для деформированных образцов составляет 34, 48 и 44% от этой величины для недеформированного состояния, соответственно, т.е. наибольшее влияние высокотемпературной пластической деформации наблюдается в верхней части I ступени. Скорость превращения при температурах 600 и, особенно, 625°C нарастает значительно более интенсивно для деформированного аустенита. Примерно при 20% продуктов распада она достигает максимального значения, равного при 625°C для деформированного состояния - 1,5% / мин., а для недеформированного - 1% / мин.

Исследование микроструктуры, образовавшейся в случае распада аустенита по I ступени после высокотемпературной деформации и без нее, не позволило выявить существенного различия в характере продуктов превращения. В деформированных образцах заметна лишь некоторая ориентированность структуры в направлении прокатки.

Для II ступени, как и для I-ой изменение длительности инкубационного периода после высокотемпературной деформации зависит от температуры изотермической выдержки, однако эта зависимость для промежуточного превращения выражена значительно сильнее, чем для I ступени. Так при 325°C в случае деформации аустенита инкубационный период увеличивается в 8,6 раза, а при 275°C - в 2,2 раза.



Таким образом, высокотемпературная деформация аустенита особенно сильно увеличивает инкубационный период в верхней части II ступени. Пластическая деформация аустенита, существенно тормозя промежуточное превращение в верхнем интервале температур, приводит к заметному понижению II ступени по шкале температуры ( $\sim$  на  $25^\circ$ ). В процессе развития промежуточного превращения скорость распада может существенно изменяться, однако она всегда меньше для деформированного аустенита и это различие заметно уменьшается в нижней части II ступени, вблизи  $M_n$ . Так при 50%-ном распаде истинная скорость бейнитного превращения под действием деформации уменьшается в 3,8 раза при  $300^\circ$  и в 1,2 раза при  $275^\circ\text{C}$ .

Высокотемпературная деформация не изменяет характера продуктов распада при превращении аустенита в нижней части II ступени ( $275^\circ\text{C}$ ). Однако, при одной и той же степени распада плотность игл в деформированных образцах оказалась заметно меньше, чем в недеформированных. Это дает основание считать, что высокотемпературная деформация уменьшает число центров зарождения. Кроме того, в деформированных образцах продукты промежуточного превращения дисперснее, чем в недеформированных. Это позволяет предположить, что, наряду с уменьшением числа центров зарождения, высокотемпературная деформация уменьшает и линейную скорость роста игл. В верхней части II ступени ( $325^\circ\text{C}$ ) высокотемпературная пластическая деформация изменяет и вид продуктов промежуточного превращения. Если в недеформированных образцах наблюдался игольчатый бейнит, то в деформированных — продукты распада имели зернистый характер.

Установлено, что резкое замедление промежуточного превращения наблюдается уже при деформации на 15%. При дальнейшем увеличении степени обжатия, вплоть до 50%, тормозящее действие ослабляется. В противоположность этому, влияние деформации на распад аустенита по первой ступени заметно возрастает вплоть до обжатия 40%.

Интенсифицирующее влияние предварительной горячей деформации на перлитное превращение следует связывать с ускорением диффузионных процессов в деформированном аустените, что способствует более быстрому зарождению и росту образующихся фаз. Кроме того, повышенная плотность дислокаций, наличие субгранц, должны приводить к увеличению мест предпочтительного образования зародышей феррита и карбида.

Если причины ускоряющего влияния горячей пластической деформации

ция на перлитное превращение не вызывает особых сомнений, то причины замедления промежуточного превращения еще полностью не ясны. Имеются основания предполагать, что торможение промежуточного превращения высокотемпературной пластической деформацией обусловлено как затруднением мартенситного акта перестройки решетки, так и процессов внутри- и межфазной диффузии углерода. В пользу такого предположения свидетельствуют снижение  $M_n$  и верхней границы промежуточного превращения под воздействием деформации и уменьшение числа центров зарождения бейнита. Все эти изменения, вероятно, предопределяются характером дислокационной структуры, формирующейся при высокотемпературной деформации.

Была сделана попытка выявить процесс перераспределения углерода в пределах инкубационного периода на недеформированных и деформированных на 30% при 880°C образцах стали 40X2H3M. Установлено, что параметр решетки остаточного аустенита недеформированных и подвергнутых высокотемпературной деформации образцов не изменялся при 325°C до тех пор, пока не начиналось промежуточное превращение, затем параметр решетки резко возрастал.

Ускорение перлитного и замедление промежуточных превращений под действием высокотемпературной пластической деформации наблюдалось и на всех остальных исследованных сталях. Однако, в зависимости от характера легирования, а в большей мере от содержания углерода, выявляются некоторые специфические особенности такого воздействия. При содержании углерода порядка 0,3-0,4% как для конструкционных (30XH3M, 30X2H3M, 30X2H3MГФ, 30X2H3MГБ, 30X2H3MГФ, 30X2H3MГФБ, 40XCH3M, 40X2H3M), так и для сложнолегированных инструментальных (3X2B6Ф, 4X8B2, 4X4M2BФС, 45X3B3MФС) сталей наблюдается общая закономерность: распад аустенита по типу II ступени в большей мере замедляется в верхней ее части, что проявляется в увеличении инкубационного периода, уменьшении скорости и полноты превращения. При этом на сталях с четким разделением I и II ступеней явно выявляется снижение верхней границы температурного интервала бейнитного превращения. Если же I и II ступени не разделены зоной высокой устойчивости аустенита (сталь 30XГCНА), то более значительного увеличения инкубационного периода с повышением температуры промежуточного превращения после горячей деформации не наблюдается.

Повышение содержания углерода в стали до 0,55% (5XHB) приводит к тому, что степень замедления бейнитного превращения после высоко-

температурной пластической деформации становится примерно одинаковой во всем температурном интервале этой ступени. Причем, несмотря на разделение I и II ступеней, не происходит понижения верхнего температурного порога промежуточного превращения под действием высокотемпературной деформации. При содержании углерода  $\sim 0,7\%$  (7X3) более сильное тормозящее действие горячей пластической деформации на промежуточное превращение аустенита наблюдается в средней, а при  $1,0\%$  (ШХ15) - в нижней части II ступени.

Производилась оценка влияния на распад переохлажденного аустенита температуры деформирования, длительности последеформационных пауз и температуры аустенизации.

На сталях 4Х8В2, 4Х4М2ВФС и 4Х3В3МФС было установлено, что при понижении температуры деформации от  $1000$  до  $800^{\circ}\text{C}$  (обжатие  $30\%$ ) ее действие на перлитное и бейнитное превращения усиливается. Этот эффект следует связывать с созданием большей плотности дефектов кристаллического строения в деформированном металле. Важно подчеркнуть, что большее замедление распада по II ступени при понижении температуры прокатки происходило несмотря на то, что при этом усиливалось обеднение  $\gamma$ -твердого раствора углеродом, о котором свидетельствовало уменьшение физического уширения линии (110) $_{\alpha}$  и электросопротивления.

Влияние последеформационных пауз на кинетику распада переохлажденного аустенита было изучено на стали 5ХНВ. Деформация осуществлялась при  $800^{\circ}\text{C}$  на  $30\%$ ; длительность пауз варьировалась от 5 сек до 5 мин. Некоторое ослабление воздействия пластической деформации на распад аустенита как по типу I, так и II ступени наблюдалось уже при 5-секундной паузе. При дальнейшем ее увеличении, в связи с развитием процессов рекристаллизации, это ослабление становится еще более значительным. Полностью влияние пластической деформации на превращения аустенита устраняется при двухминутной выдержке, когда завершается первичная рекристаллизация.

На сталях 7X3 и ШХ15 было установлено, что повышение температуры аустенизации с  $910$  до  $1050^{\circ}\text{C}$  существенно усиливает влияние пластической деформации при  $900^{\circ}\text{C}$  с обжатием  $30\%$  на перлитное превращение: сильнее сокращается инкубационный период и увеличивается скорость распада. На замедляющее действие пластической деформации на промежуточное превращение (особенно для стали 7X3) температура аустенизации оказывает меньшее воздействие.

Из полученных данных следует, что при осуществлении ВМО может наблюдаться увеличение бейнитной прокаливаемости сталей. Этот факт необходимо учитывать при анализе причин положительного влияния такой обработки на механические свойства.

### Механические свойства сталей, подвергнутых ВМО

Изучались механические свойства и структура сталей 30ХН3МА, 30Х2Н3М, 30Х2Н3МФ, 30Х2Н3ДМ1ФБ, 30ХГСА, 40ХСМА, 40Х2Н3М, 45ХНМФА и 5ХНВ после ВМО, при этом особое внимание было уделено определению свойств после высокого отпуска.

Для стали 30ХН3МА, содержащей 0,33%С прокатка со скоростью 4,3 м/мин при температуре аустенизации ( $860^{\circ}\text{C}$ ) с обжигом 45% после отпуска при  $200^{\circ}\text{C}$  повышает прочностные свойства на 15–22 кг/мм<sup>2</sup>, по сравнению с обычной закалкой. Если температуру деформации понизить от  $860$  до  $750^{\circ}\text{C}$ , т.е. осуществлять прокатку в межкритическом интервале, а степень обжигания увеличить до 60%, то можно повысить прочностные свойства стали на 32–35 кг/мм<sup>2</sup>. Аналогичная зависимость характеристик прочности от температуры деформации наблюдается и при высоком отпуске. Естественно, что эффект упрочнения, обусловленный ВМО, при этом уменьшается, однако он остается существенным вплоть до отпуска при  $650^{\circ}\text{C}$ . Так например, после отпуска при  $500^{\circ}\text{C}$  прирост прочностных свойств в случае деформации на 60% при  $750^{\circ}\text{C}$  может достигать 25–30 кг/мм<sup>2</sup>.

Одновременно с повышением пределов текучести и прочности после ВМО увеличивается и стойкость стали в условиях циклического нагружения. Деформация при  $750^{\circ}\text{C}$  на 45% повышает  $\sigma_{-I}$  после отпуска при 200 и  $550^{\circ}\text{C}$  на 20 и 28%, соответственно (табл.2 см. вкладку).

Пластичность низкоотпущенной стали после ВМО почти не меняется, а ударная вязкость несколько падает. При высоком отпуске после ВМО, наряду с уменьшением  $\alpha_n$ , наблюдается некоторое падение относительного удлинения. При этом  $\alpha_n$  менялась в основном за счет уменьшения работы распространения трещины. Как в низко-, так и в высокоотпущенном состоянии ВМО приводит к незначительному снижению работы удара ( $A_{гн}$ ), определенной на образцах с заранее нанесенной трещиной, уменьшению величины пластического прогиба ( $f_{пл}$ ) при статическом изгибе, небольшому снижению сериальных кривых ударной вязкости (табл.2). Однако характер излома как после низкого, так и высокого отпуска, вплоть до температуры испытания –  $196^{\circ}\text{C}$ , остается вязким. Все эти результаты позволяют считать, что

ВТМО увеличивает склонность стали к хрупкому разрушению, однако это увеличение сравнительно невелико.

Проанализировано соотношение пластичности и ударной вязкости стали 30ХН3МА, подвергнутой ВТМО и ОТО, после отпуска на равную прочность. Эта сталь, после деформации при 750°C на 45% и отпуска при 550°C имела такие же значения  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_b$ , что и недеформированная сталь, отпущенная на 450°C. В этом случае сталь после ВТМО имела  $\alpha_H \approx 9$  кгм/см<sup>2</sup>, а недеформированная — лишь  $\sim 6$  кгм/см<sup>2</sup> при практически равной пластичности. Аналогичная закономерность наблюдается и в случае сравнения деформированных и обычно закаленных образцов, отпущенных при 600 и 550°C, соответственно.

Таким образом, на стали 30ХН3МА, мало восприимчивой к обрטי-мой отпускной хрупкости, применяя ВТМО можно либо получить заметный выигрыш в прочностных свойствах при небольшом снижении ударной вязкости, либо, не изменяя уровень прочностных свойств, заметно повысить  $\alpha_H$ . Все сказанное справедливо для температур отпуска выше 450°C. При низком отпуске (200°C) сколь-либо заметного выигрыша в ударной вязкости достичь не удается, можно лишь повысить прочностные свойства при некотором снижении  $\alpha_H$ .

Влияние последеформационных пауз (от 5 сек до 5 мин) на механические свойства изучалось после прокатки при 860°C на 45% и отпуска при 200 и 500°C. Эффект упрочнения, создаваемый высокотемпературной деформацией, оказался весьма устойчив: заметное снижение  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_b$  наблюдалось лишь после 2,5 минутной выдержки. Даже 5 минутная пауза не привела к полному снятию эффекта упрочнения. Выявить же благоприятное влияние кратковременных последеформационных выдержек на соотношение характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости не удалось.

Варьировалась при ВТМО и температура аустенизации. Установлено, что ее повышение от 860 до 960 и 1100°C почти не сказывается на прочностных свойствах, пластичности и вызывает снижение ударной вязкости.

Оценка влияния скорости прокатки (1,5-17 м/мин) и скорости штамповки (1,2-1200 м/мин) на механические свойства стали 30ХН3МА производилась при температуре деформации 860°C (обжатие 35 и 45%). В обоих случаях увеличение скорости деформирования приводило к некоторому уменьшению эффекта упрочнения как низко (200°C)-, так и высокоотпущенной (500°C) стали. Меньший прирост прочностных свойств

при увеличении скорости деформации следует связывать с интенсивным развитием процессов разупрочнения, которые протекают в момент осуществления закалки после деформации. Это подтверждается характером кривых упрочнения стали 30ХН3МА, полученных в процессе осадки. Истинные напряжения в процессе штамповки при обжатиях 30-60% больше при более высокой скорости деформации, что должно приводить к получению более высокой плотности дислокаций и, в конечном итоге, к более высокому уровню прочностных свойств. В действительности прочностные характеристики понижаются, что свидетельствует о снижении плотности дислокаций в момент после прекращения деформации и начала осуществления закалки.

Изучение физического уширения линии (110)<sub>α</sub> показало, что при исследованных режимах деформации (особенно в случае деформирования в межкурическом интервале температур) в стали создается высокая плотность дислокаций, которая сохраняется до высоких температур отпуска. Кроме этой, основной, причины упрочнения при высоком отпуске определенную роль должна играть интенсификация процессов карбидообразования. Анализ карбидных осадков, выделенных электролитическим путем, действительно показал увеличение количества карбидов цементитного типа в случае отпуска при 500°C. Одновременно несколько увеличилась и легированность карбида хромом и молибденом. Если после ОТО стехиометрический состав карбида соответствовал формуле  $(Fe_{0,94}Cr_{0,03}Mn_{0,02}Mo_{0,01})_3C$ , то после ВТМО  $(Fe_{0,92}Cr_{0,04}Mn_{0,02}Mo_{0,02})_3C$ .

Для того, чтобы удостовериться в том, что закономерности по влиянию ВТМО на свойства стали 30ХН3МА справедливы и для других малочувствительных к отпускной хрупкости легированных конструкционных сталей примерно с тем же содержанием углерода, исследования были подвергнуты стали 30Х2Н3М, 30Х2Н3МФ и 30Х2Н3МФБ. Все полученные в работе результаты свидетельствуют о том, что влияние ВТМО (температуры деформации 780 и 880°C, обжатие 35 и 45%) на свойства этих сталей принципиально подобно тому, которое наблюдалось на стали 30ХН3МА.

Свойства стали 30ХГСА, обладающей высокой чувствительностью к обратной отпускной хрупкости, изучались после деформации при 900°C с обжатиями 20-40%. Прокатка в межкурическом интервале не проводилась, т.к. в этом случае не удавалось предотвратить выделение феррита. В низкоотпусочном состоянии (200°C) ВТМО с обжатием 40% обеспечивает, по сравнению ОТО, увеличение прочности стали на 15-20 кг/мм<sup>2</sup>. При повышении температуры отпуска до 500°C эффект упрочнения

заметно снижается и составляет 7-8 кг/мм<sup>2</sup>, а при 600°C он практически полностью исчезает. Небольшому повышению прочностных свойств при ВМО в высокоотпущенном (550°C) состоянии соответствует и меньшее, чем для стали 30ХН3МА, увеличение (на 13%) предела усталости (табл.2). Если при низком отпуске пластичность стали после ВМО практически не меняется, то при высоком - наблюдается слабая тенденция к ее понижению. Эффект влияния ВМО на ударную вязкость стали 30ХГСНА, в отличие от сталей, практически невосприимчивых к обратной отпускной хрупкости, зависит от температуры отпуска. После низкого отпуска (200-250°C)  $\alpha_n$  образцов, подвергнутых ВМО, несколько ниже, чем после ОТО, и это небольшое различие сохраняется вплоть до температуры испытания - 196°C. Благоприятное влияние ВМО на ударную вязкость реализуется лишь в зоне развития необратимой (300-400°C) и обратной (500-600°C) отпускной хрупкости (табл.2). В состоянии отпускной хрупкости II рода после ВМО смещается порог хладноломкости (определенный для уровня  $\alpha_n = 2 \text{ кг/см}^2$ ), а также изменяется характер излома ударных образцов. У недеформированных образцов наблюдался кристаллический излом без утяжки, у деформированных, вплоть до температуры испытания - 196°C, он волокнистый с некоторой утяжкой.

Исследование влияния скорости прокатки на механические свойства стали 30ХГСНА показало, что использование невысоких скоростей деформации (1,2-2,0 м/мин) не только способствует получению более высоких прочностных свойств, но и обеспечивает более значительное ослабление обратной отпускной хрупкости, повышая, тем самым, ударную вязкость.

Таким образом, для стали 30ХГСНА в низкоотпущенном состоянии характерно такое же влияние ВМО на механические свойства, что и для других, ранее рассмотренных сталей с  $\sim 0,3\%$ : повышению прочности соответствует сравнительно небольшое снижение ударной вязкости. В высокоотпущенном же состоянии, ввиду ослабления обратной отпускной хрупкости, наряду с возрастанием прочностных характеристик, имеет место значительное увеличение ударной вязкости. Однако, получаемый при ВМО эффект упрочнения после высокого отпуска сравнительно невелик и сохраняется до более низких температур отпуска, чем в ранее рассмотренных сталях. Такой результат в значительной мере связан с тем, что сталь 30ХГСНА не содержит элементов, способных при высоком отпуске существенно тормозить процессы разупрочнения.

Для сталей, содержащих 0,40-0,44% (40ХН3М, 40ХСНА и 45ХН3А), подвергнутых деформации в интервале 880-750° с обжатиями

35-45%, как в низко-, так и в высокоотпущенном состояниях получен примерно такой же эффект упрочнения, как и для стали 30ХН3МА, который был тем больше, чем ниже температура и выше степень деформации. На стали 40Х2Н3М было также установлено, что после деформации при 780°C на 45% в случае отпуска при 550°C существенно возрастает (на 28%) и предел усталости (табл.2). Сопоставление прочностных свойств позволяет выявить существенное влияние характера легирования на способность стали сохранять упрочнение, создаваемое ВМО, при высоком отпуске. У сталей 40Х2Н3М и 40ХСНМА, содержащих меньше молибдена, чем сталь 30ХН3МА, эффект упрочнения сохраняется при отпуске лишь до 600°C. Сталь 45ХНМФА, у которой, ввиду легирования ванадием, наблюдалась небольшая склонность при высоком отпуске к дисперсионному твердению, сохраняет некоторое упрочнение, созданное ВМО, до более высокой температуры (650°C).

Во всем исследованном интервале температур отпуска существенного различия в пластичности деформированных и обычно закаленных образцов не наблюдалось. Правда проявляется слабая тенденция к уменьшению после ВМО  $\delta$  у стали 40Х2Н3М и  $\psi$  у сталей 40ХСНМА и 45ХНМФА. Более сложным образом изменяется ударная вязкость: у сталей с 0,40%С она после ВМО практически не изменилась, а у стали с 0,44%С (в случае деформации при сравнительно высокой температуре - 860°C) она несколько возросла (с 4,4 до 5,1 кг/см<sup>2</sup>), причем этот рост произошел, в основном, за счет  $\alpha_p$  (с 2,4 до 3,2 кг/см<sup>2</sup>). На сталях 40ХСНМА и 45ХНМФА благоприятное влияние ВМО на ударную вязкость наблюдается и в том температурном интервале отпуска, где четко проявляется развитие необратимой отпускной хрупкости. После высокого отпуска у всех сталей с содержанием углерода 0,40-0,44% ВМО несколько понижает ударную вязкость по сравнению с ОЮ, причем одновременно уменьшается как  $\alpha_z$ , так и  $\alpha_p$  (табл.2). Установлено также, что, в отличие от сталей с ~ 0,3%С, в этом случае и обработка на равную прочность не позволяет после ВМО получить выигрыш в ударной вязкости.

Механические свойства стали 5ХНВ, содержащей 0,55%С, изучались после деформации в интервале 1000-730°C с обжатиями от 20 до 50%. Как и для других исследованных сталей на 5ХНВ понижение температуры деформации в межкритический интервал, а также деформирование со сравнительно небольшими скоростями (1,2-2,0 м/мин) способствовало получению большего эффекта упрочнения, который достигал в низкоотпущенном состоянии 20-30 кг/мм<sup>2</sup>. В случае деформиро-



вания при  $1000^{\circ}\text{C}$  увеличения прочностных свойств, по сравнению с ОГО, не наблюдалось из-за рекристаллизации аустенита. При высоком отпуске на  $500-550^{\circ}\text{C}$ , наиболее употребительном для этой стали, выигрыш в прочностных свойствах уменьшался до  $15-20 \text{ кг/мм}^2$ . Полностью эффект упрочнения, создаваемый ВМО, снимался лишь при отпуске на  $650^{\circ}\text{C}$ . В отличие от других сталей, на стали 5ХНВ наибольшее упрочнение достигалось при деформации на 37%. Дальнейшее повышение степени обжата до 50% не изменяло величину получаемого уровня прочности. Установлено, что в высокоотпущенном состоянии ВМО оказывает благоприятное влияние и на циклическую прочность стали (табл.2).

Увеличение прочности стали при ВМО как в низко-, так и в высокоотпущенном состоянии сопровождается незначительным снижением пластичности. Что касается ударной вязкости, то при низком отпуске ( $200^{\circ}\text{C}$ ) деформация при 730 и  $800^{\circ}\text{C}$  не изменяет ее, а при  $900^{\circ}\text{C}$  заметно повышает (с 2,8 до  $4 \text{ кг/см}^2$ ). Серийные испытания показали, что благоприятное влияние деформации при  $900^{\circ}\text{C}$  на  $\alpha_n$  низкоотпущенной стали сохраняется и при отрицательных температурах. В отличие от низкого, при высоком отпуске образцы после всех режимов ВМО имеют более низкую ударную вязкость, чем после ОГО. Одновременно несколько уменьшаются  $\alpha_p$ ,  $\alpha_{ty}$ ,  $f_{пл}$  высокоотпущенной стали (табл.2), а также понижается и серийная кривая.

Таким образом, как и на сталях с меньшим содержанием углерода, не имеющих сильно выраженной склонности к отпускной хрупкости, ВМО, обеспечивая повышение прочностных характеристик, приводит при высоком отпуске стали 5ХНВ и к небольшому повышению ее склонности к хрупкому разрушению. При этом увеличения ударной вязкости после ВМО, по сравнению с ОГО, не удается получить и в условиях равного упрочнения.

В отличие от стали 30ХН3МА на стали 5ХНВ при низком отпуске ( $200^{\circ}\text{C}$ ) удалось обнаружить положительное влияние кратковременной последеформационной паузы на механические свойства. Так 10-секундная выдержка после деформации при  $800^{\circ}\text{C}$  на 37% привела к некоторому дополнительному повышению характеристик прочности (на  $6-8 \text{ кг/мм}^2$ ). Пластичность и  $\alpha_n$  при этом почти не изменялись. При отпуске на  $500^{\circ}\text{C}$  благоприятное влияние кратковременных пауз на прочностные свойства не выявляется.

Влияние ВІМІЗО на механические свойства и бейнитную  
хрупкость сталей

Для большинства исследованных в работе конструкционных сталей, мало восприимчивых к отпускной хрупкости, ВІМО, повышая уровень прочностных свойств, не оказывает благоприятного влияния на пластичность и ударную вязкость в высокоотпущенном состоянии. Представлялось важным выяснить, каким образом можно существенно повысить эти характеристики. В связи с этим был изучен комплекс механических свойств после изотермической закалки (ІЗО) и ее совмещения с высокотемпературной пластической деформацией (ВІМІЗО). Исследование проводилось на сталях 30ХГСНА, 40ХСНМА и 5ХНВ, у которых кинетика распада переохлажденного аустенита была благоприятна для осуществления изотермической закалки. При проведении вышеуказанных обработок температура изотермы была выбрана равной 325°С, а продолжительность выдержки - 45 мин. Деформирование при ВІМІЗО осуществляли прокаткой со скоростью 4,3 м/мин и обжатием 40% при 900° (30ХГСНА), 820° (40ХСНМА) и 800° (5ХНВ).

Для стали 30ХГСНА выбранный режим изотермической закалки приводил к образованию структуры, состоящей из 85% нижнего бейнита и 15% остаточного аустенита. После такой обработки был получен следующий комплекс механических свойств:  $\sigma_{0.2}$  - 117;  $\sigma_b$  - 139 кг/мм<sup>2</sup>;  $\delta$  - 14;  $\psi$  - 55% и  $a_n$  - 11,2 кгм/см<sup>2</sup>, т.е. изотермическая закалка обеспечила такой уровень ударной вязкости, который не достигался в исследованном интервале температур отпуска вплоть до 600°С ни после ОІО, ни после ВІМО. Эффективность ІЗО проявляется наиболее четко при сопоставлении механических свойств после обработки стали на равную прочность. Так при примерно одинаковом значении  $\sigma_b$  (при ОІО и ВІМО оно достигается после отпуска при 450-470°С) ІЗО обеспечила получение большего значения  $a_n$  почти в 2 раза (11,2 против 5,5 и 4,9 кгм/см<sup>2</sup>) и большего  $\delta$  (14 против 11 и 10%) при одинаковом значении  $\psi$ . Примерно такие же эффекты получаются, если производить сравнение значений пластичности и ударной вязкости при одинаковом уровне  $\sigma_{0.2}$  (отпуск при 500-525°С после ОІО и ВІМО).

Предварительная высокотемпературная пластическая деформация не привела к существенному изменению уровня механических свойств изотермически закаленной стали. Преимущества такой комбинированной обработки не были также выявлены ни при испытании на статический изгиб, ни при определении ударной вязкости при отрицательных температурах

и работы распространения трещины при  $+20^{\circ}\text{C}$ . Следует заметить, что после ВММЗО количество остаточного аустенита было таким же, как после ИЗО ( $\sim 15\%$ ).

И для других исследованных сталей (40ХГНА, 5ХНВ) получены аналогичные результаты влияния ИЗО и ВММЗО на механические свойства с той лишь разницей, что для стали 5ХНВ, в условиях равного упрочнения, благоприятный эффект, обусловленный изотермической закалкой, по ударной вязкости был менее значителен. Таким образом, в условиях равной прочности, ИЗО обеспечивает более благоприятный комплекс механических свойств, чем ВММ. И поэтому, в том случае, когда допустим уровень прочностных свойств, достигаемый после отпуска при  $450-500^{\circ}\text{C}$ , изотермическая закалка предпочтительней ВММ.

Для выяснения влияния высокотемпературной пластической деформации на бейнитную хрупкость, стали 30ХГНА и 5ХНВ, подвергнутые ИЗО и ВММЗО, отпускали в течение 2-х часов при температурах  $350-550^{\circ}\text{C}$ . Наибольшее снижение ударной вязкости сталей 30ХГНА и 5ХНВ, связанное с развитием такой хрупкости, наблюдалось при температурах отпуска  $500$  и  $450^{\circ}\text{C}$ , соответственно. Предварительная высокотемпературная пластическая деформация изотермически закаленных сталей не устранила развития хрупкости, но заметно ее ослабила, особенно для стали 5ХНВ. Серийные испытания образцов стали 30ХГНА, в которых наблюдалось развитие бейнитной хрупкости показали, что высокотемпературная деформация существенно смещает кривую ударной вязкости в сторону более низких температур. В структуре стали 30ХГНА, подвергнутой ИЗО и ВММЗО после отпуска при температуре наибольшего охрупчивания ( $500^{\circ}\text{C}$ ) сохраняется до  $12\%$   $\gamma$ ост. Чтобы исключить его возможное влияние на механические свойства, отпуск при  $500^{\circ}\text{C}$  проводился трижды. В результате такой обработки удалось полностью превратить остаточный аустенит, а благоприятное влияние ВММЗО на бейнитную хрупкость сохранилось.

После отпуска при температуре наиболее интенсивного развития бейнитной хрупкости ( $500^{\circ}\text{C}$  - 30ХГНА и  $450^{\circ}\text{C}$  - 5ХНВ) подробно (с привлечением электронной микрофрактографии) было изучено влияние высокотемпературной деформации на характер разрушения сталей. Для оценки роли границ аустенитного зерна при разрушении, исследование проводили на образцах, подвергнутых аустенизации при  $1200^{\circ}\text{C}$ . Такой нагрев позволил получить крупное зерно.

Было установлено, что изотермически закаленная сталь 30ХГНА, находящаяся в состоянии бейнитной хрупкости, характеризуется сме-

шанным характером разрушения при ударном нагружении. Около 40% всей поверхности излома занимает межзеренное разрушение. Остальная часть излома - результат разрушения по телу зерна. В основном оно осуществляется путем квазиотрыва; однако в изломе встречаются про-слойки и вязкого разрушения (около 3%).

Высокотемпературная пластическая деформация, повышая хрупкую прочность границ аустенитного зерна, полностью подавляет межзеренное разрушение. Одновременно возрастает и доля вязкой составляющей в изломе (до 15%). Последнее может свидетельствовать в пользу того что при ВШМЗО возросло и сопротивление распространению трещины в теле зерна. Аналогичные закономерности установлены и на стали 5ХНВ.

### З а к л ы ч е н и е

В работе изучено влияние высокотемпературной пластической деформации на кинетику превращения аустенита и свойства сталей с различным содержанием углерода и характером легирования. Установлено, что пластическая деформация ускоряет распад аустенита при температурах I ступени, замедляет промежуточное превращение, несколько уменьшает его полноту, а также понижает температуру начала мартенситного превращения. Интенсивность такого влияния может заметно меняться с изменением температуры аустенизации, температуры и степени деформации; это влияние практически полностью устраняется при рекристаллизации аустенита.

Интенсивность влияния деформации на инкубационный период, кинетику и полноту промежуточного превращения меняется с изменением температуры этого превращения, причем различно для сталей с разным содержанием углерода и видом "С" - образной диаграммы. При содержаниях углерода 0,3-0,4% наиболее сильно замедляется превращение в верхней части II ступени, при ~0,7% в средней, около 1,0% - в нижней. В случае легирования, при котором I и II ступени превращения не разделены зоной особо высокой устойчивости аустенита (сталь 30ХГСНА), влияние пластической деформации на инкубационный период с повышением температуры в промежуточной области ослабевает, а скорость превращения и его полноту, по-прежнему возрастает.

Положительное влияние ВШМЗО на механические свойства, кроме основных причин, может быть обусловлено увеличением бейнитной прокаливаемости конструкционных сталей, особенно с пониженным содер-

жанием углерода. Если после обычной закалки не удается избежать частичный распад аустенита в верхней части II ступени, а в случае ВТМО (благодаря значительному повышению устойчивости аустенита в верхней части II ступени) обеспечивается сквозная закалка на мартенсит, то эффективность ВТМО может значительно возрасти. Оценивая эффект ВТМО, всегда необходимо учитывать сопоставляются ли свойства стали в условиях полной прокаливаемости или обычная закалка, в отличие от ВТМО, ее не обеспечивает.

ВТМО повышает статическую и циклическую прочность как после низкого, так и после высокого отпуска. Величина упрочнения мало зависит от содержания углерода в пределах изученных концентраций (0,30-0,55%) и характера легирования и в большей мере определяется температурой, степень и скоростью пластической деформации. Наибольшее упрочнение достигается при снижении температуры в межкуритический интервал (при условии исключения распада аустенита), увеличении степени деформации до некоторого оптимума (35-60%), зависящего от легирования стали, и уменьшении скорости деформирования (от 17,0 до 1,2-2,0 м/мин).

Верхняя температурная граница высокого отпуска, при которой полностью утрачивается эффект упрочнения (600-650°C), зависит от содержания легирующих элементов, задерживающих разупрочнение  $\alpha$ -матрицы, тормозящих процессы отпуска или вызывающих дисперсионное твердение. В исследованных сталях упрочнение, созданное ВТМО, при отпуске наиболее устойчиво сохраняется при содержании молибдена не менее 0,45%.

ВТМО, как после низкого, так и после высокого отпуска не изменяет или слабо понижает пластичность ( $\delta, \psi$ ) стали.

Влияние ВТМО на ударную вязкость и склонность к хрупкому разрушению зависит от содержания углерода в сталях и их восприимчивости к развитию хрупкости при отпуске. В низкоотпущенном состоянии при содержании углерода  $\sim 0,30\%$  ВТМО незначительно понижает  $\alpha_n$ , при  $\sim 0,40\%$  - не изменяет, а при 0,44-0,55% несколько повышает ее. Для всех высокоотпущенных, слабо восприимчивых к обратной отпускной хрупкости сталей, независимо от содержания в них углерода, ВТМО приводит к некоторому снижению ударной вязкости и небольшому увеличению склонности к хрупкому разрушению. При невысоком содержании углерода ( $\sim 0,30\%$ ) повышение  $\alpha_n$  после ВТМО, по сравнению с обычной закалкой, может быть достигнуто лишь при обработке на равную прочность.

Иная картина характерна в случае высокой чувствительности стали к обратимой отпускной хрупкости: благодаря существенному ослаблению процесса охрупчивания, повышению прочностных свойств при ВТМО сопутствует значительное увеличение ударной вязкости и уменьшение склонности к хрупкому разрушению. Этот эффект наиболее значителен при малых скоростях деформирования аустенита (1,2-2,0 м/мин).

Кратковременные последеформационные паузы не оказывают благоприятного влияния на механические свойства стали с  $\sim 0,30\%C$  (30ХН3МА). При содержании углерода 0,55%(5ХНВ) пауза длительностью 10-30 сек несколько повысила прочностные свойства без снижения пластичности и ударной вязкости в низкоотпущенной стали и не оказала заметного влияния на эти характеристики в высокоотпущенном состоянии.

В условиях равного упрочнения изотермическая закалка сталей 30ХГСА, 40ХСНМА и 5ХНВ обеспечивает получение более высокой пластичности и ударной вязкости, чем ВТМО, поэтому, когда допустим уровень прочностных свойств, получаемый после обычной закалки и отпуска при 450-500°C, изотермическая закалка предпочтительней ВТМО.

Высокотемпературная пластическая деформация не улучшает комплекс механических свойств изотермически закаленных сталей. Вместе с тем, не вызывает сомнения благотворное влияние высокотемпературной деформации на бейнитную хрупкость изотермически закаленных сталей. Ослабление бейнитной хрупкости при ВТМО30 проявляется в увеличении ударной вязкости, снижении порога хладноломкости, увеличении доли вязкой составляющей в изломе и подавлении интеркристаллитного хрупкого разрушения.

Основное содержание диссертации опубликовано  
в следующих работах:

- И.Штейнберг М.М., Смирнов М.А., Филатов В.И., Гуревич Л.Г., Шилкова И.С.,  
Гончар В.Н., Куравлев Л.Г. Высокотемпературная термомеханическая  
обработка высокоотпускаемых конструкционных и штамповых сталей.  
- Тезисы докладов научно-технического семинара "Формирование  
структуры сталей и сплавов при деформации и термообработке".  
Челябинск, 1972, с.71.

2. Филатов В.И., Шилкова Г.С., Ушаков В.Г., Гончар В.Н., Журавлев Л.Г. Влияние горячей пластической деформации на кинетику распада переохлажденного аустенита. - Сб. научных трудов ЧПИ им. Ленинского комсомола: "Вопросы производства и обработки стали", №18, Челябинск, 1973, с.161.
3. Смирнов М.А., Штейнберг М.М., Гуревич Л.Г., Филатов В.И., Шилкова Г.С. Упрочнение штамповых сталей при высокотемпературной термомеханической обработке - "МиТОМ", 1973, №9, с.29.
4. Штейнберг М.М., Филатов В.И., Шилкова Г.С., Смирнов М.А., Гончар В.Н. Влияние высокотемпературной пластической деформации на кинетику распада переохлажденного аустенита. - "Известия вузов. Черная металлургия", 1973, №10, с.117.
5. Филатов В.И., Смирнов М.А., Гончар В.Н., Гуревич Л.Г. Влияние высокотемпературной деформации на свойства некоторых сталей. - Сб. научных трудов ЧПИ им. Ленинского комсомола: "Вопросы производства и обработки стали", №133, Челябинск, 1974, с.153.
6. Штейнберг М.М., Смирнов М.А., Филатов В.И., Гуревич Л.Г. Исследование структуры и свойств высокоотпускаемых конструкционных сталей, подвергнутых ВТМО. - Тезисы докладов научно-технического совещания "Проблемы и перспективы термомеханической обработки металлов", Волгоград, 1974, с.8.

Результаты работы докладывались на:

1. XXV научно-технической конференции ЧПИ им. Ленинского комсомола, Челябинск, 1972.
2. УП Ленинградской научно-технической конференции "Надежность и долговечность металлических материалов для машиностроения и приборостроения", ЛДНП, Л., 1972.
3. Научно-техническом семинаре "Формирование структуры сталей и сплавов при деформации и термообработке", Челябинск, 1972.
4. Научно-техническом семинаре "Прогрессивные технологические процессы, инструмент и оборудование для объемного деформирования металлов", ИДНП, М., 1973.
5. Всесоюзной конференции "Современные способы упрочнения деталей машин термической обработкой", Ташкент, 1973.
6. Научно-техническом совещании "Проблемы и перспективы термомеханической обработки металлов", Волгоград, 1974.