

В. П. Мартынов

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЕ $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЯ, НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Аустенитные нержавеющие стали широко применяются для изготовления различных деталей машин, работающих как при высоких температурах, так и в коррозионных условиях. Отличительной особенностью сталей этого класса является то, что при быстром охлаждении с высоких температур отсутствуют значительные изменения структуры. В результате закалки твердость аустенитных сталей снижается, а пластичность увеличивается. Хотя термическая обработка в этом случае и оказывает существенное влияние на механические свойства, однако с помощью только одной термообработки нельзя изменить свойства в широких пределах. Поэтому для аустенитных сталей чрезвычайно важное значение приобретает возможность дополнительного повышения механических свойств путем деформации.

Холодная пластическая деформация в некоторых аустенитных сталях сопровождается фазовым $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением. Это явление было обнаружено сравнительно давно и изучалось многими авторами [1—4], однако отдельные вопросы взаимосвязи пластической деформации и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения остаются неясными.

Фазовые превращения в сталях находятся в сложной зависимости от многих факторов. В работах [8, 9, 10] отмечено, что предварительная пластическая деформация оказывает неоднозначное влияние на мартенситное превращение в различных сталях. В ряде сталей обнаружена сложная зависимость между степенью деформации и способностью аустенита к мартенситному превращению при дальнейшем охлаждении. В некоторых аустенитных сталях небольшая предварительная деформация стимулирует протекание мартенситного превращения при охлаждении и, наоборот, значительная остаточная деформация приводит к частичной и даже полной стабилизации аустенита при охлаждении.

Большое число работ выполнено [5, 6, 7 и др.] по исследованию $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений в процессе деформации аустенитных сталей. Такой повышенный интерес к превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ в аустенитных сталях и особенно в сталях типа 18—8 был обусловлен тем, что это превращение имеет место в процессе холодной деформации и влияет на механические свойства указанных сталей. Поэтому особый интерес представляют для исследования аустенитные стали, в которых аустенит склонен к переходу в мартенсит под действием пластической деформации в некотором диапазоне температур.

В данной работе излагаются результаты исследования влияния температуры и деформации на фазовые $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, на механические и технологические свойства аустенитных сталей. Контроль изменения фазового состава сталей осуществляется большей частью с помощью магнитометрического метода, как наиболее чувствительного по сравнению с другими методами. Кроме этого, изменение фазового состава стали

контролировалось рентгеноструктурным методом и с помощью металлографии.

Для обеспечения магнитометрических измерений был изготовлен индукционный прибор, позволяющий фиксировать фазовые изменения непосредственно в процессе деформирования стали в различных температурных условиях, а также определять изменения магнитной восприимчивости стали в зоне упругой деформации.

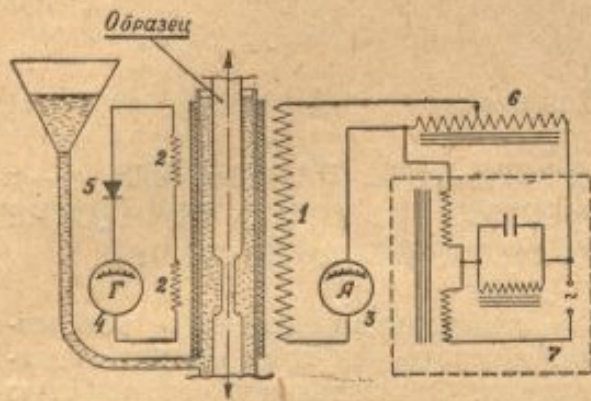


Рис. 1. Принципиальная электрическая схема установки для контроля фазовых превращений.

Установка состоит из следующих основных элементов:

1 — намагничивающая обмотка, изготовленная из провода ПЭ диаметром 1 мм, с числом витков 2800;

2 — две измерительные обмотки, изготовленные из провода диаметром 0,15 мм, с числом витков 3000 каждая и соединенные друг с другом дифференциально;

3 — амперметр переменного тока для измерения силы тока в намагничивающей обмотке;

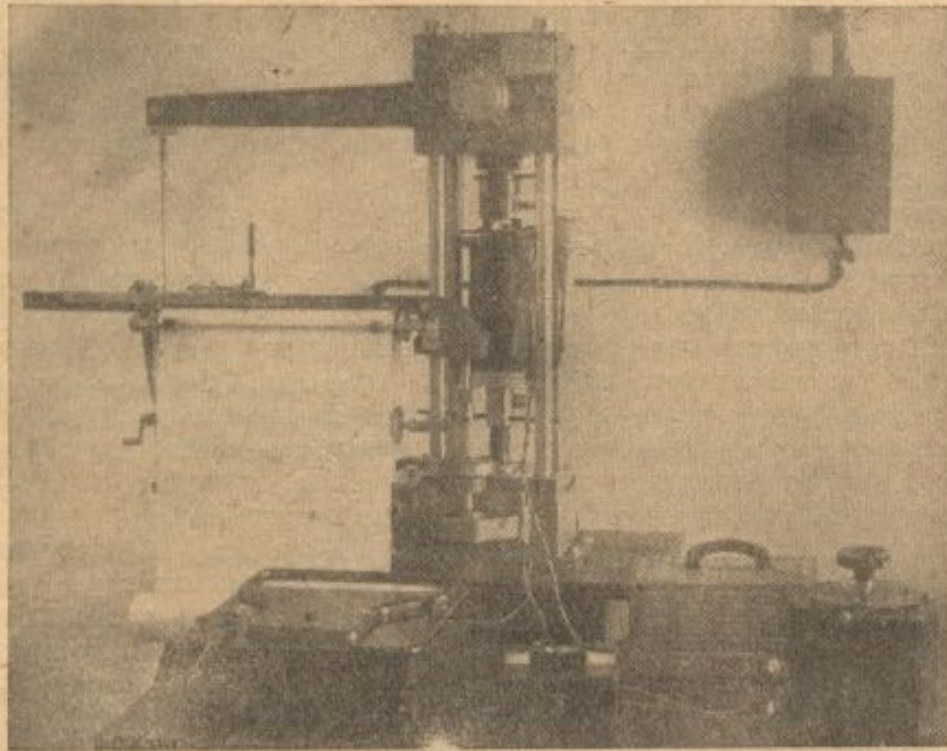


Рис. 2. Общий вид экспериментальной установки.

4 — гальванометр на 17 мВ для измерения величины э. д. с. при введении в одну из измерительных обмоток испытываемого образца;

5 — германиевый диод типа ДГЦ27, включенный последовательно в цепь гальванометра для выпрямления переменной э. д. с.;

6 — понижающий трансформатор для питания намагничивающей обмотки;

7 — феррорезонансный стабилизатор для стабилизации напряжения в цепи намагничивающей обмотки.

Деформация растяжением проводилась на разрывной машине ИМ-4Р. Общий вид экспериментальной установки приведен на рис. 2. Установка позволяла вести исследования в широком диапазоне температур (от $+100$ до -196°C). Применяемая методика давала возможность снимать диаграммы деформации $P = f(\Delta l)$ при одновременном наблюдении за изменением количества α -фазы. Полученная зависимость корректировалась с помощью баллистической установки, для которой из деформированной стали изготавливались одинаковые по весу образцы длиной 40 мм.

Влияние условий деформации на фазовый состав и свойства аустенитных сталей

Исследование влияния пластической деформации на мартенситное превращение имеет не только теоретическое значение, но и представляет большой практический интерес. Образующаяся при пластической деформации α -фаза в дальнейшем оказывает влияние на свойства деформируемой стали. Упрочнение особенно заметно проявляется в результате пластической деформации структурно неустойчивых сталей типа 18—8 при низких температурах, так как при этом процесс $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения происходит более интенсивно. В табл. 1 указаны марки исследуемых сталей и их механические характеристики. Сталь ЭИ612 имела следующий химический состав: С—0,05%; Cr—15,25%; Ni—36,60%; Ti—1,4%; W—2,97%.

Таблица 1

Марка стали	Состояние	$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²		$\sigma_{0.1}$ кг/мм ²		$\delta\%$	
		$+20^\circ$	-183°	$+20^\circ$	-183°	$+20^\circ$	-183°
1X18H9 (Я1)	Поставка	24	43	58	124	47	38
1X18H9T (Я1T)	Поставка	29	51	61,5	141	49	35
ЭИ612	Закалка с	20	37,5	53	78	40	50
ЭИ654	1170°	47	70	81	133	47	44,8

Во всех исследуемых сталях охлаждение до -196°C без деформации не вызывало мартенситного превращения. Это говорит о том, что точка M_s^* во всех указанных сталях располагается ниже температуры кипения жидкого азота. В результате низкотемпературной деформации в сталях Я1 и Я1Т проявляется высокая прочность при наличии высокой пластичности. Относительное увеличение предела прочности ($\sigma_{0.2}^{-183}/\sigma_{0.2}^{+20}$) для этих сталей соответственно составляет 2,14 и 2,30, в то время как для высоколегированной стали ЭИ612 оно составляет лишь 1,47.

Деформация растяжением при комнатной температуре в сталях Я1 и Я1Т вызывает появление весьма незначительного количества магнитной фазы. Причем последняя обнаруживалась только в образцах с большой степенью деформации. Аналогично себя проявляет сталь ЭИ612 при -183°C (рис. 3). Иначе обстоит дело в отношении сталей Я1 и Я1Т, в которых при деформировании в условиях глубокого охлаждения образуется большое количество мартенсита деформации. Упрочнение сталей в этом случае определяется как собственно наклепом, так и в значительной мере происходящими в процессе деформации $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениями.

* M_s^* — температура начала образования мартенсита охлаждения.

Этим и объясняется различная степень упрочнения сталей Я1, Я1Т и ЭИ612 в процессе растяжения при -183°C .

При испытании образцов на растяжение в условиях отрицательных температур одновременно с записью диаграммы $P = f(\Delta l)$ фиксировались показания прибора, отклонение стрелки которого вызывалось наличием мартенсита в стали. Первые отсчеты, соответствующие появлению α -фазы, можно было производить при напряжениях выше предела текучести. В случае контроля за фазовыми превращениями и при больших степенях деформации напряжение на катушке I (рис. 1) устанавливалось таким, чтобы помещенный в поле вторичной катушки образец, сдеформированный при -183°C до начала шейкообразования ($\delta = 32\%$), вызывал отклонение стрелки прибора не более чем на $1/10$ часть шкалы. Наблюдения за показаниями прибора в процессе растяжения образцов с многократным раз-

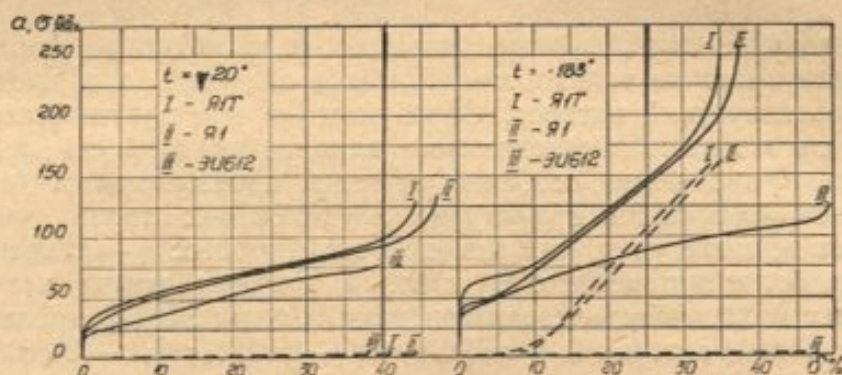


Рис. 3. Диаграммы истинных напряжений сталей Я1, Я1Т и ЭИ612 и изменение количества α -фазы в зависимости от условий деформации. — истинные напряжения — количество магнитной фазы в условных единицах (a).

грузением по мере увеличения удлинения показали, что упругая деформация вызывает увеличение показания прибора в 8—10 раз. Наиболее ярко это проявляется в сталях с большим количеством мартенсита деформации. На рис. 4 приведена диаграмма истинных напряжений стали Я1Т и обработанные данные показаний прибора, соответствующие изменению магнитной восприимчивости стали. Увеличение показаний при упругом деформировании может быть объяснено наличием обратимого превращения аустенита в мартенсит и в большей степени проявлением магнитоэстроционного эффекта. Это говорит о возможности использования хромоникелиевых сталей и, в частности, стали Я1Т, сдеформированных при отрицательных температурах, в качестве материала для датчиков в силоизмерительных устройствах.

Степень повышения механических свойств аустенитных сталей обычно определяется статическими испытаниями. В производственной практике при обработке давлением указанных сталей применяются более высокие скорости деформирования. Для выяснения влияния скорости и температуры деформации на фазовые превращения в аустенитных сталях производилось деформирование растяжением и сжатием образцов из сталей Я1Т и ЭИ654. При этом использовались следующие скорости: при растяжении $3 \cdot 10^{-5}$ м/сек; $1 \cdot 10^{-3}$ м/сек; 0,13 м/сек; 5 м/сек и отдельные эксперименты проводились при 40 м/сек; при сжатии $1,66 \cdot 10^{-4}$ м/сек; 0,13 м/сек; 23 м/сек; 40 м/сек и отдельные эксперименты проводились при 80 м/сек.

Динамическое деформирование осуществлялось на специальной установке [11] при помощи снаряда-бойка, который в зависимости от навески пороха приобретал различную скорость к моменту удара. Скорость дви-

жения снаряда-бойка в момент удара определялась электронной аппаратурой и принималась за скорость деформирования. Деформация растяжением осуществлялась с помощью реверсивного приспособления. При исследовании

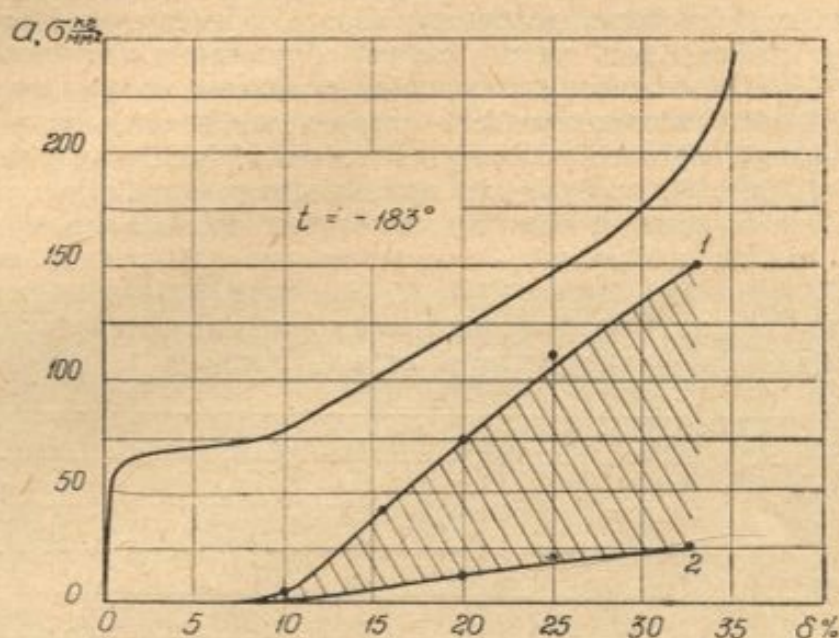


Рис. 4. Диаграмма истинных напряжений стали ЯИТ и изменение показаний прибора в зависимости от степени деформации растяжением под нагрузкой (кривая 1) и после снятия нагрузки (кривая 2).

довании прежде всего выяснялось влияние скорости деформирования на фазовое превращение, на механические и, в частности, на пластические свойства стали. На рис. 5 представлена зависимость изменения относительного удлинения исследуемых сталей от скорости деформирования.

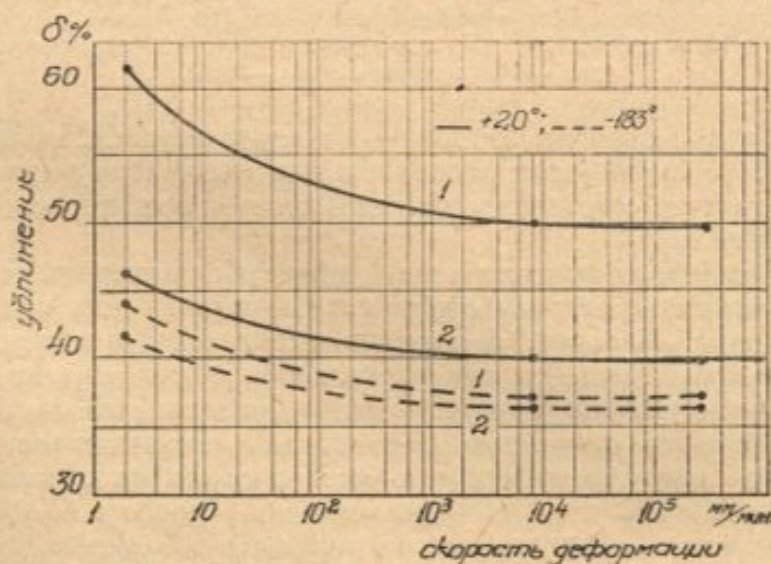


Рис. 5. Влияние скорости деформирования на изменение относительного удлинения. 1 — сталь ЯИТ после закалки с 1150° в воду; 2 — сталь ЗИ654 в состоянии поставки.

Как при комнатной температуре, так и при -183° пластичность сталей с повышением скорости деформирования понижается. Повышение скорости деформирования приводит к неравномерности распределения остаточной деформации. Исследования [12] показали, что по мере увеличения общей

остаточной деформации ее распределение по рабочей части образца становится более равномерным. В данном случае неоднородность распределения деформации определялась на образцах, доведенных до разрушения. При повышенной скорости деформирования, особенно в условиях низких температур, наблюдались частые случаи образования вторичной шейки. Повышение скорости деформирования и понижение температуры приводят к увеличению неравномерности распределения остаточных деформаций. Локальный характер деформации вдоль образца обуславливает неоднородность фазовых превращений при деформировании стали в условиях глубокого охлаждения. В образцах, в которых проявлялось образование вторичной шейки, наблюдалось соответственно повышенное количество α -фазы.

При пластической деформации происходит два конкурирующих друг с другом процесса — упрочнение и отдых. Упрочнение зависит от сте-

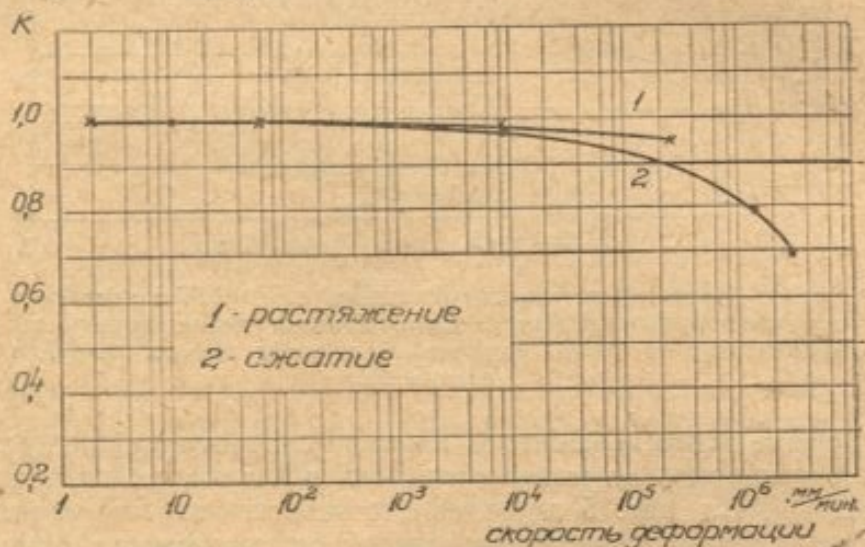


Рис. 6. Относительное изменение количества мартенсита в стали Я1Т в зависимости от скорости деформирования растяжением при -183° , сжатием при -196°C .

пени деформации, а скорость отдыха — от температуры. При деформации сталей типа 18—8 в условиях отрицательных температур упрочнение происходит как за счет собственно наклепа, так и за счет происходящих фазовых изменений.

Скоростное деформирование сопровождается повышением температуры в зоне деформации, и поэтому будут иными условия для отдыха и для $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений. На рис. 6 показано относительное изменение количества α -фазы, образующейся при растяжении и при сжатии, в зависимости от скорости деформирования. (При растяжении образцы доводились до разрушения, а при сжатии во всех случаях они осаживались на 40%).

Проведены рентгеноструктурные исследования на образцах, деформированных при $+20$ и -183° динамически (скорость 40 м/сек) и статически (скорость $3 \cdot 10^{-5}$ м/сек) на одинаковую степень деформации. Рентгенограммы снимались в хромовом излучении. После индицирования они фотометрировались на микрофотометре МФ2. Фазовый состав определялся путем сравнения интенсивности интерференционных линий, а интенсивность — сравнением интегральных площадей фотометрических кривых линий $(111)_{\alpha_2}$ и $(110)_{\alpha_2}$.

Установлено, что при статическом растяжении (температура -183° и удлинение $\delta = 26,5\%$) α -фазы — 58%, при динамическом (скорость 40 м/сек, температура деформации -183° , удлинение $\delta = 26,5\%$) α -фа-

зы — 31%. На рентгенограммах образцов, деформированных как статически, так и динамически, в условиях комнатной температуры α -фаза не обнаруживается. Магнитометрические и рентгеноструктурные исследования показывают, что α -фазы тем меньше, чем больше скорость деформации.

При сжатии вследствие дополнительного влияния сил трения, возникающих на опорных поверхностях, наблюдается неравномерный характер распределения деформации. Переход от статического деформирования к ударному находит свое отражение в изменении макро- и микроструктуры металла. Изменение макроструктуры проявляется в том, что с повыше-

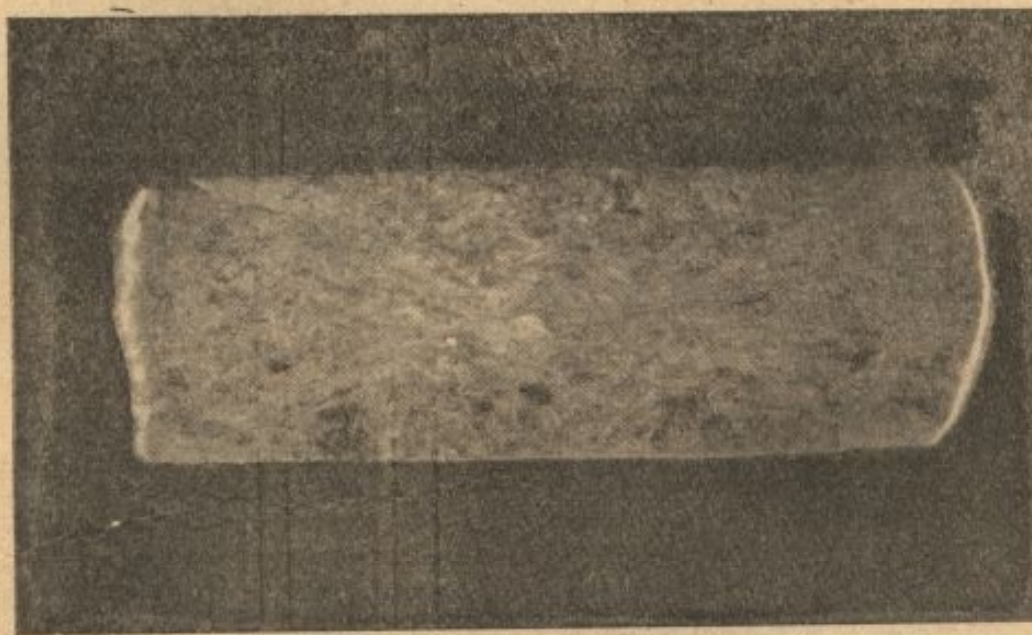


Рис. 7. Характер макроструктуры образца стали Я1Т, деформированного динамически ($V=23$ м/сек при $+20^\circ$, $\psi=66\%$).

нием скорости деформирования зоны больших деформаций локализуются (рис. 7), чего не наблюдается при статическом деформировании.

Микроструктура динамически нагруженного образца имеет некоторую особенность. Процесс сдвигообразования происходит не полностью во всех зернах и не по всем плоскостям. Наблюдаются пачки неразвитых линий сдвигов (рис. 8,а). При изменении температуры деформации существенно меняется картина сдвиговых процессов. Характерной особенностью структуры образцов, деформированных при низких температурах, является скольжение по новым плоскостям сдвига и наличие двойников (рис. 8,б). В микроструктуре образцов, деформированных при -196° со скоростью 80 м/сек, наблюдается не только включение новых дополнительных плоскостей скольжения (рис. 8,в), но и образование полос деформации (полос Неймана), а также зон изгиба (рис. 8,г). В зернах, в которых образовались полосы деформации (рис. 8,г), линии скольжения отсутствуют или их очень мало. Это указывает на то, что скольжение наступает после образования полос деформации. Таким образом подтверждается влияние скорости и температуры на картину сдвиговых процессов.

Не только вид и скорость деформирования, но и последовательность его оказывает влияние на фазовый состав и свойства аустенитных сталей. Аустенит нержавеющей сталей, имея решетку гранцентрированного куба, должен вести себя так же, как и чистые металлы с аналогичной структурой. Например, в алюминии, никеле и однофазной латуни с пониже-

нием температуры испытания пластические свойства, характеризующиеся относительным удлинением, увеличиваются по сравнению со свойствами при комнатной температуре с 36 до 44%, с 42 до 53% и с 52 до 75% соответственно. Однако подобная зависимость не наблюдается в сталях с неустойчивой аустенитной структурой. В сталях Я1 и Я1Т относительное удлинение при -183° меньше, чем при комнатной температуре

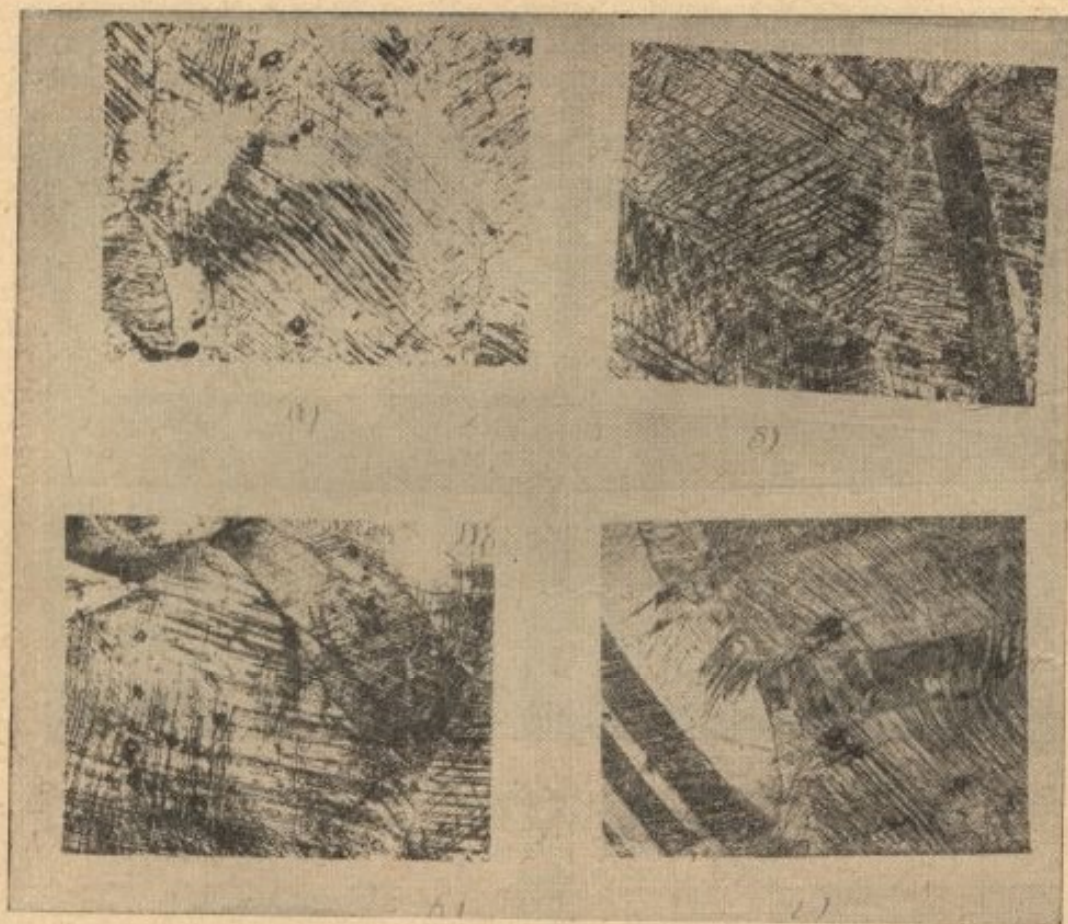


Рис. 8. Микроструктура стали Я1Т, деформированной сжатием: а — скорость деформации 23 м/сек, температура $+20^\circ$, степень деформации 20%, $\times 200$. б — скорость деформации 40 м/сек, температура -196° , степень деформации 20%, $\times 200$. в — скорость деформации 80 м/сек, температура -196° , степень деформации 26%, $\times 200$. г — скорость деформации 80 м/сек, температура -196° , степень деформации 20%, $\times 200$.

(табл. 1). Отклонение от общей закономерности можно объяснить наличием фазовых превращений в указанных сталях. В стали ЭИ612, в которой отсутствуют $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в процессе деформирования при -183° , проявляется отмеченная выше общая закономерность, то есть удлинение при -183° больше, чем при комнатной температуре.

Анализ процесса растяжения показывает, что пластические свойства, характеризующиеся относительным удлинением, для ряда металлов и сплавов выше в том случае, когда величина относительного предела текучести (σ_s/σ_0) минимальна. Наряду с этим необходимо, чтобы градиент упрочнения был предельно малым, но достаточным для перераспределения очага деформации. В связи с тем, что упрочнение сталей Я1 и Я1Т при отрицательных температурах определяется как собственно наклепом, так и в значительной степени происходящими в процессе пластической деформации $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениями, имеется возможность расчленивать эти два

фактора. Это достигается путем последовательного деформирования стали при двух температурах $+20$ и -183°C . В отдельных работах указывается на перспективность такого рода деформирования [7,14]. Однако в данной работе основной упор делается на выявление пластических возможностей. Таким образом, при $+20^\circ$ максимально используется сдвиговое упрочнение, а при последующем деформировании в условиях отрицательной температуры будут проявлять себя еще и фазовые превращения. Предварительная деформация при комнатной температуре приводит к тому, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при последующей деформации начинаются под воздействием значительных напряжений, причем тем больших, чем выше была степень предварительной деформации.

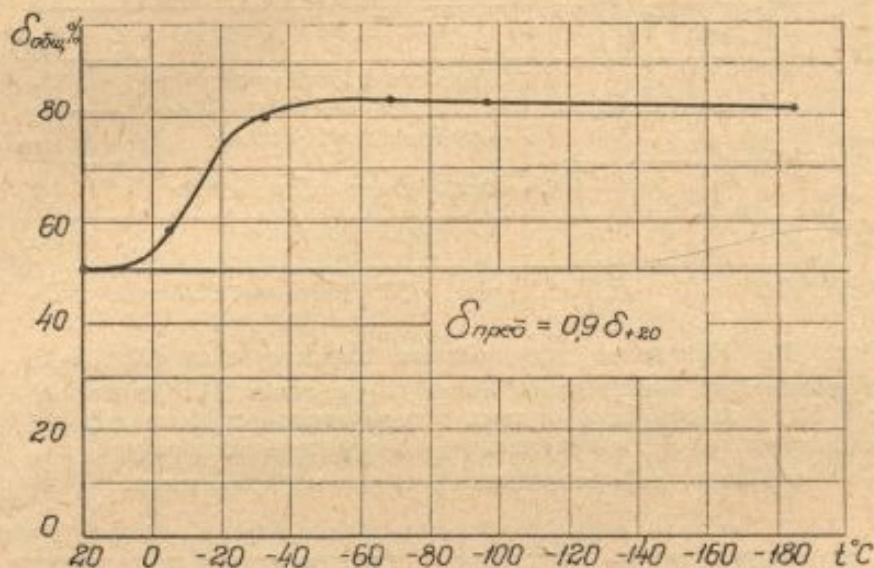


Рис. 9. Изменение суммарного удлинения стали Я1Т в зависимости от температуры второй ступени деформирования.

При оптимальном режиме последовательного деформирования¹ по схеме $+20$ и -183° наряду с высокими прочностными свойствами удается выявить высокие пластические свойства ($\delta = 80\%$) [13]. Как показали исследования области отрицательных температур с целью установления пределов, где эффективно проявляет себя метод последовательного деформирования аустенитных сталей, высокие пластические свойства ($\delta = 80\%$) выявляются при температурах последующего деформирования ниже -35° (рис. 9). Прочностные характеристики стали и изменение количества α -фазы приведены на рис. 10. Высокие прочностные и пластические свойства ($\delta = 75 - 77\%$) обнаруживаются и в стали ЭИ654, если ее деформировать растяжением при $+20$ и -183°C .

В стали ЭИ612 высокие пластические свойства в процессе деформирования по вышеуказанной схеме не выявляются ($\delta_{\text{общ}} = 50\%$). Это объясняется отсутствием фазовых $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений в стали при последующем деформировании при -183° .

В образцах из стали Я1Т, деформированных при $+20$ и -35°C , после разрушения ($\delta = 80\%$) определялся фазовый состав рентгеноструктурным методом. В образцах, подвергнутых деформированию в указанных условиях, количество мартенсита составляет 45%. Наличие еще большого количества аустенита в стали дает основание проводить дальнейшее деформирование при более низкой температуре. Поэтому была

¹ В. П. Мартынов, А. Н. Чухлеб. Авторское свидетельство № 110040 от 28 ноября 1957 г.

проведена серия экспериментов по трехступенчатому деформированию сталей Я1 и Я1Т. Если сталь деформировать при комнатной температуре до $0,9\delta_{+20}$, а затем при -40° до $\delta_{\text{общ}} = 75-83\%$, то есть до начала шейкообразования, и после этого довести до разрушения при -183°C ,

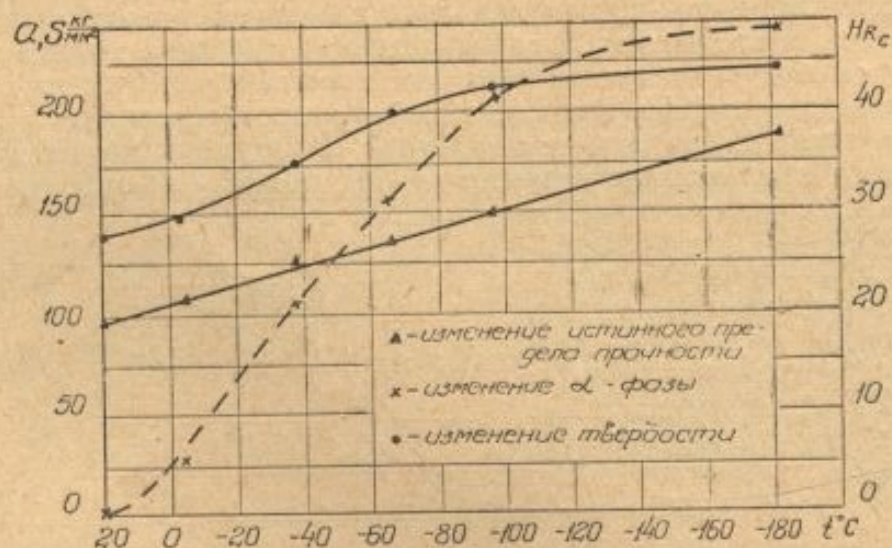


Рис. 10. Изменение прочностных характеристик (R_c , S_B) и количества мартенситной фазы (a) в стали Я1Т (закалка с 1150°) в зависимости от температуры второй ступени деформирования. a , R_c измерялись при комнатной температуре на образцах, деформированных до шейкообразования.

то можно получить очень высокие пластические показатели ($\delta_{\text{общ}} = 110-113\%$) при достаточно высоком значении прочностных характеристик ($S_B = 180-190 \text{ кг/мм}^2$) (рис. 11). Результаты по ступенчатому деформированию сталей приведены в табл. 2. Путем изменения условий

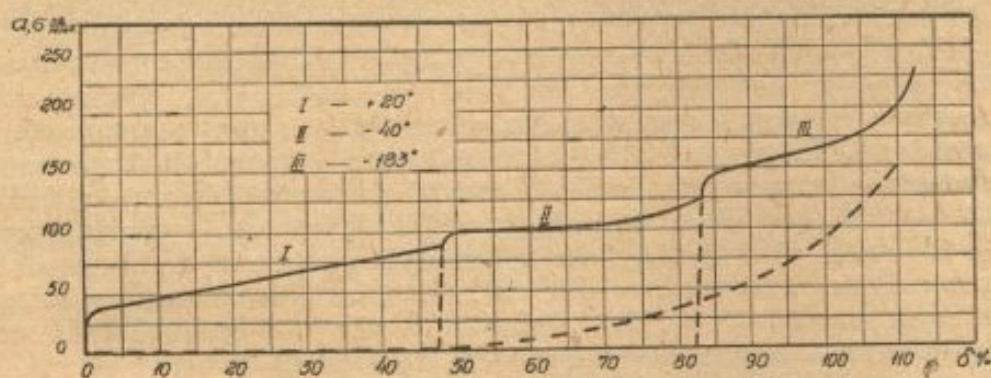


Рис. 11. Диаграмма трехступенчатого деформирования стали Я1Т (закалка с 1150°). — истинные напряжения; - - - количество магнитной фазы в условных единицах.

деформирования, а следовательно, и условий образования мартенсита деформации обеспечивается возможность реализации высоких механических характеристик сталей типа 18—8¹. Такая возможность может быть использована при разработке технологических процессов обработки давлением указанных сталей.

¹ В. П. Мартынов, А. Н. Чухлеб Авторское свидетельство № 117268 от 30 декабря 1958 г.

Деформирование сталей Я1 и Я1Т растяжением только при комнатной температуре почти не вызывает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений на участке равномерной деформации (до $\delta \approx 35 - 40\%$), а сталь, упрочненная при отрицательной температуре, будет иметь двухфазную структуру и, следова-

Таблица 2

№ п/п	Материал	Состояние	Температура испытания, °C	Удлинение при соответствующей температуре				Свойства при температуре разрушения		
				1 степень ($T = 20^\circ\text{C}$) $\delta\%$	2 степень		3 степень $T = -183^\circ\text{C}$ $\delta\%$	$\delta_{\text{общ}}\%$	S_B кг/мм ²	S_K кг/мм ²
					$T^\circ\text{C}$	$\delta\%$				
1	1X18H9	Поставка	+20	—	—	—	—	47	105	133
2	»	»	-183	—	—	—	—	38	192	252
3	»	»	+20/-27	41,5	-27	77,8*	—	77,8	135	152
4	»	»	+20/-25/-183	44	-25	76	112,8*	112,8	208	243
5	1X18H9	Закалка**	+20	—	—	—	—	55	82	99
6	»	»	-183	—	—	—	—	37,5	196	250
7	»	»	+20/-37	50	-37	84,5*	—	84,5	110	135
8	»	»	+20/-40/-183	49	-40	79	111*	111	176	226
9	1X18H9T	Закалка**	+20	—	—	—	—	56	85	105
10	»	»	-183	—	—	—	—	37	192	252
11	»	»	+20/-32	45	-32	81*	—	81	104	131
12	»	»	+20/-40/-183	48	-40	80	111,2*	111,2	188	212

* — при данном удлинении произошло разрушение.

** — закалка с 1170°С в воду.

тельно, иными будут механические свойства в обычных условиях. С целью установления зависимости между деформацией при -183° и механическими характеристиками в условиях комнатной температуры было проведено исследование процесса деформирования стали Я1Т по схеме -183 и $+20^\circ\text{C}$. Как при отрицательной, так и при комнатной температуре деформирование осуществлялось растяжением. Результаты исследования представлены на рис. 12. Как видно из приведенных зависимостей, предварительная деформация при -183° до $\delta = 7 - 8\%$ сильно снижает пластические свойства, которые затем резко повышаются, и начиная с $\delta = 11 - 12\%$ происходит дальнейшее их уменьшение. С другой стороны, предварительная деформация при -183° до $\delta = 7 - 8\%$ почти не оказывает влияния на изменение прочностных характеристик стали (σ_s , S_B , S_K). Дальнейшее же увеличение предварительной деформации связано с образованием значительного количества мартенсита деформации и, следовательно, с увеличением прочностных характеристик стали при комнатной температуре. Наличие двухфазной структуры в стали можно объяснить тот факт, что при деформировании в условиях комнатной температуры происходит превращение аустенита в мартенсит.

Резкое снижение пластических свойств стали при малых предварительных деформациях можно объяснить локализацией процесса пластического течения. Наличие резко выраженного предела текучести в стали Я1Т при отрицательной температуре с присущим ему локальным характером деформации определяет поведение этой стали в условиях комнатной температуры. На рис. 13 показаны сдеформированные растяжением образцы при температуре -183° . Величина деформации в области, по-

¹ В. П. Мартынов, А. Н. Чухлеб. Авторское свидетельство № 117268 от 30 декабря 1958 г.

крытой линиями Чернова—Людерса, соответствует конечной абсциссе площадки текучести, а в «недеформированной» области — ее началу. Для стали Я1Т это будет 9 и 0,5% деформации. Участки, покрытые линиями

Чернова—Людерса, оказываются в некоторой степени ферромагнитными. Это говорит о том, что здесь имело место превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ и, следовательно, эти участки будут упрочнены сдвиговым и фазовым наклепом.

Первая линия Чернова—Людерса обусловлена статистической неоднородностью сопротивления стали пластическому течению. Появление последующих линий деформаций в непосредственной близости к предыдущим объясняется возникновением концентрации напряжений между упруго и упруго-пластически деформированными зонами металла [15]. Деформирование стали на участке предела текучести осуществляется в местах перехода с деформированной и недеформированной зон о чем свидетельствуют периодические измерения расстояний между нанесенными рисками на образце в процессе испытания. Сдеформированный участок, получив удлинение равное 9%, остается неизменным до тех пор, пока не пройдет волна деформации по всему образцу.

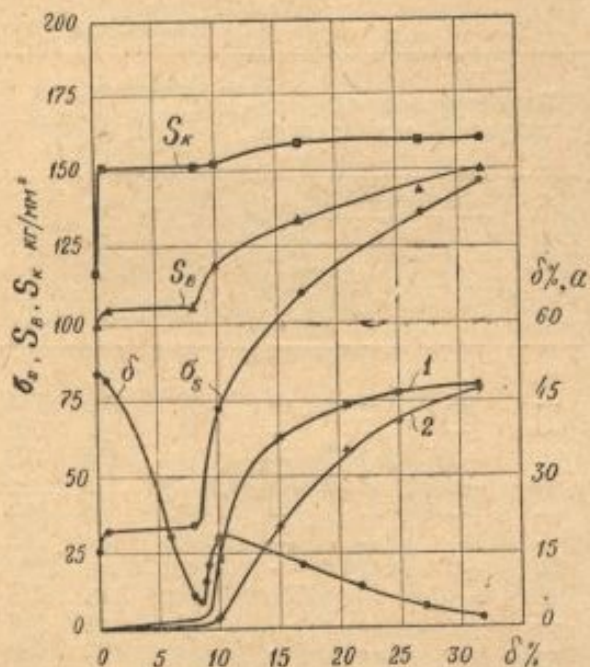


Рис. 12. Изменение механических характеристик и количества α -фазы в стали Я1Т при комнатной температуре в зависимости от величины предварительной деформации при 183°C . Кривая 2 — количества α -фазы в стали, деформированной только при -183° ; кривая 1 — количество α -фазы в стали, доведенной до разрушения при комнатной температуре.

Если, например, сталь предварительно растянуть на 7%, то оставшийся недеформированный участок определит поведение стали при комнатной температуре. Итак, локальным характером протекания пластической дефор-

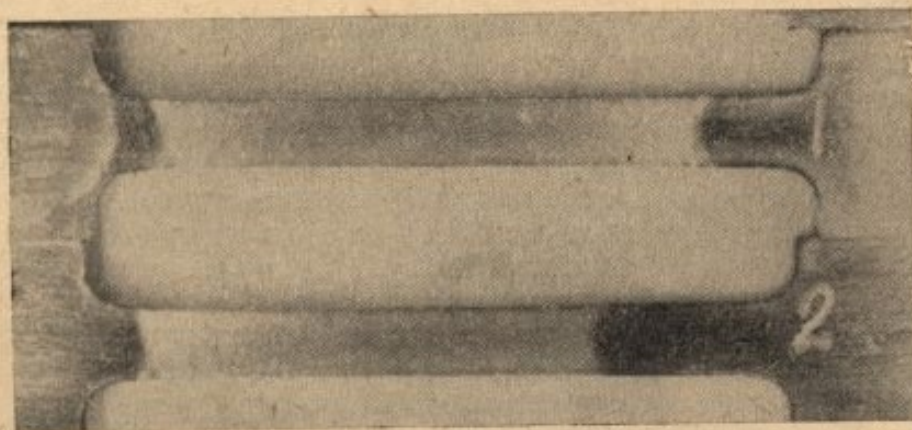


Рис. 13. Образцы стали Я1Т, растянутые при -183° на 8% (№1) и на 6,5% (№2).

мации можно объяснить резкое снижение пластических свойств и неизменность прочностных характеристик стали при комнатной температуре в случае малых предварительных деформаций при отрицательной температуре.

Описанные выше особенности должны учитываться при разработке новых технологических процессов обработки давлением аустенитных нержавеющей сталей с применением отрицательных температур.

ВЫВОДЫ

1. Исследованы зависимости фазовых $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений в сталях типа 18—8 от температуры, скорости и вида деформации.
2. Установлен режим последовательного деформирования при $+20$ и -183°C , который позволяет выявить высокие прочностные и пластические ($\delta_{\text{общ}} = 80\%$) свойства аустенитных сталей.
3. Исследована область отрицательных температур с целью установления диапазона температур, где эффективно проявляет себя метод повышения механических свойств аустенитных сталей.
4. Разработан метод многоступенчатого деформирования, который заключается в деформировании стали при трех температурах ($+20$, -40 и -183°C). Этот метод позволяет выявить наряду с высокой прочностью высокие пластические свойства ($\delta_{\text{общ}} = 110—113\%$) сталей типа 18—8.
5. Отмечено влияние скоростного деформирования растяжением на снижение пластических свойств и уменьшение количества образующегося мартенсита деформации в стали Я1Т.
6. Увеличение скорости деформации приводит к усилению локализации процесса пластического течения как при положительных, так и при отрицательных температурах.
7. В микроструктуре динамически деформированных образцов в условиях глубокого холода наблюдается включение дополнительных плоскостей скольжения и двойников, а в случае деформации с очень большой скоростью — полос Неймана и зон изгиба.
8. Исследование процесса деформирования стали Я1Т по схеме -183 и $+20^\circ\text{C}$ показало, что малые предварительные деформации при отрицательной температуре до $\delta = 7—8\%$ сильно снижают пластические свойства стали при комнатной температуре и не влияют на прочностные показатели (σ_s , S_B и S_K). Это объясняется локальностью процесса деформации стали при отрицательной температуре.
9. Деформирование сталей Я1 и Я1Т растяжением только при комнатной температуре почти не вызывает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на участке равномерной деформации до $\delta = 35—40\%$, в то время как растяжение стали предварительно деформированной при -183° более чем на 9% , сопровождается интенсивным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением.

ЛИТЕРАТУРА

1. Sheil E. Z. anorg. allg. chem. 1932, 207, 21.
2. Сергеев Г. Я., «Ж. техн. физ.», т. 5, 1938.
3. Конобеевский С. Т., «Ж. эксперим. и теор. физ.», 13, 185, 1943.
4. Kulin S. A. and Cohen M. Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 1950, vol. 188, p. 1139—1143; I. Met., 1950, vol. 2.
5. Гуляев А. П., Черненко И. В. «Металловедение и обработка металлов», 1957, № 5.
6. Ziegler N. A., Brace P. H. Proceedings ASTM, 1950, 50.
7. Mathieu K. Arch. Eisenhüttenw., 19, 169, 1948.
8. Курдюмов Г. В., Максимова О. П., Тагунова Т. В. Проблемы металловедения и физика металлов, 1951.
9. Курдюмов Г. В., Максимова О. П., Тагунова Т. В., Проблемы металловедения и физики металлов, 1958.

10. Fiedler H., Averbach B. and Cohen M., Transactions of the American Society for metals, v. 47, 1955.
11. Кононенко В. Г., «Заводская лаборатория, 1959, № 5,
12. Одинг И. А., Иванова В. Е., «Известия АН СССР», ОТН, № 1, 1953.
13. Чухлеб А. Н., Мартынов В. П., «Металловедение и термическая обработка металлов», 1959, № 9.
14. Проблемы металловедения и физики металлов. Пятый сборник трудов. Госнаучтехиздат, М. 1958.
15. Погдин-Алексеев Г. И., Журавлев С. В. «Термическая обработка и прочность металлов и сплавов», сб. статей, М., 1958.