

И. А. Чечета

ПЛАСТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ ПЛАКИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ МЕСТНОМ НАГРЕВЕ

Выбор метода местного нагрева. В кузнечно-штамповом производстве очень широко используется нагрев в пламенных, муфельных и электрических печах в зависимости от характера горячей обработки металлов давлением, от обрабатываемого металла и от требований, предъявляемых к готовой продукции.

При горячей обработке плакированных металлов давлением необходимо исключать из технологии обработки повторные нагревы, поскольку они вызывают резкое снижение качества сцепления между плакирующим и плакируемым слоями заготовки. Продолжительные выдержки плакированного металла при высокой температуре тоже ухудшают качество сцепления между слоями. Если плакирующий слой состоит из меди, никеля, сплавов никеля или же из аустенитной хромо-никелевой стали, то необходимо поддерживать в печи нейтральную, свободную от серы атмосферу [1, 2].

В настоящее время для обработки металлов давлением широко используются электрические методы нагрева металла: нагрев в электролите, индукционный и контактный методы нагрева.

Коренное отличие индукционного и контактного методов нагрева от печных методов заключается в том, что тепло образуется в самом нагреваемом металле. Кроме того, представляется возможность вести нагрев с чрезвычайно большими скоростями. Это в свою очередь резко снижает окалинообразование, обезуглероживание и позволяет применять более прогрессивную технологию обработки за счет того, что коэффициент полезного действия индукционного нагрева достигает величины 0,5—0,6 (то есть почти вдвое превышает коэффициент полезного действия нагрева в печах) и что индукционный нагрев легко и удобно включать непосредственно в цикл механической обработки. Применение индукционного нагрева резко повышает культуру производства.

Сокращение времени нагрева металла способствует уменьшению роста зерна и исключению перегрева, а применительно к плакированным металлам дополнительно выполняется требование сокращать время выдержки заготовки при повышенных температурах.

Индукционный метод нагрева дает возможность производить горячую обработку давлением при более высоких температурах заготовки, что в свою очередь обеспечивает уменьшение мощности используемого оборудования.

Часто при обработке металлов давлением нет надобности греть всю заготовку до температуры горячей обработки, достаточно ограничиться местным нагревом. В таком случае неоспоримое преимущество имеет индукционный нагрев, поскольку зона нагрева в основном определяется шириной индуктора, покрывающего определенный участок нагреваемой заготовки.

На основании вышесказанного можно сделать вывод, что местный нагрев заготовок из плакированного металла целесообразнее всего осуществлять индукционным методом.

Распределение температуры по толщине плакированной полосы. В процессе высокочастотного сквозного по толщине полосы прогрева и после прогрева происходит распределение температур и по длине полосы, то есть идет теплоотдача в массы металла, прилегающие к месту нагрева.

Для упрощения анализа индукционного местного нагрева плакированного металла будем считать, что с момента подачи напряжения на индуктор сначала идет процесс распределения температур только по толщине полосы, а затем — по длине ее. Такое упрощение не связано со значительными погрешностями из-за скоротечности процессов нагрева и деформирования.

Закон распределения температуры по толщине плакированной полосы можно найти, исходя из следующих соображений. Плакированная неограниченная полоса имеет начальную температуру t_0 . К поверхности ее участка подводится температура t_c , которая остается постоянной в процессе распределения температуры по толщине пластины. Из теории теплопроводности [3] известно решение одномерной задачи распределения температуры по толщине неограниченной пластины в любой момент времени в виде

$$\theta = \frac{t(x, \tau) - t_c}{t_0 - t_c} = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \cos \mu_n \frac{x}{R} \exp(-\mu_n^2 F_0). \quad (1)$$

Можно считать, что после подачи напряжения на индуктор температура поверхности полосы в данный момент времени мгновенно становится равной t_c ($t_c > t_0$). Повышение температуры вызывается джоулевым теплом, выделяемым вихревыми токами, интенсивность которых спадает от периферии в глубь металла. При практических расчетах, не требующих точности выше 10%, можно считать, что численно джоулево тепло равно теплу, которое создал бы ток, циркулирующий в поверхностном слое толщиной ρ и имеющий на этой толщине постоянную плотность. Величину поверхностного слоя называют глубиной проникновения тока и определяют по уравнению

$$\rho = 5,03 \cdot 10^{-4} \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}, \quad (2)$$

где ρ — удельное сопротивление,
 μ — магнитная проницаемость,
 f — частота тока.

Из опыта применения индукционного нагрева и из литературных источников [4] известно, что в слое ρ , равном глубине проникновения тока, выделяется около 90% тепла и всего лишь 10% тепла проходит в толщу металла. Поэтому при анализе процесса прогрева с помощью таков высокой частоты можно предположить, что температура t_c в каждый данный момент времени постоянна (температуру t_c можно выдерживать практически с точностью $\pm 10^\circ \text{C}$), а процесс прогрева заключается в создании температуры t_c и постепенном выравнивании ее по толщине полосы. Причем скорость процесса выравнивания температуры определяется коэффициентом температуропроводности.

Пренебрегая теплоотдачей в окружающую среду в связи со скоротечностью процесса индукционного нагрева и ссылаясь на вышеизложенное, рассмотрим конкретный процесс распределения температур по толщине плакированной полосы, состоящей из сталей ферритного класса (основной слой толщиной 5 мм) и аустенитного класса (плакирующий слой толщиной 1 мм).

При $f = 250000$ гц (частота высокочастотных установок по уравнению (2) с учетом изменения удельного электрического сопротивления

при нагреве [4] глубина проникновения тока в зависимости от температуры t_c :

$$\frac{t_c [^{\circ}\text{C}] : 800 : 900 : 1000}{p [\text{мм}] : 1,067 : 1,097 : 1,110}$$

При получении этих результатов магнитная проницаемость μ была принята равной единице, поскольку указанные температуры t_c выше температуры, соответствующей точке Кюри (точке магнитного превращения), а сталь аустенитного класса и без того имеет $\mu = 1$.

Считая, что распределение температуры по толщине плакированной полосы протекает согласно уравнению (1) и используя значения $\theta =$

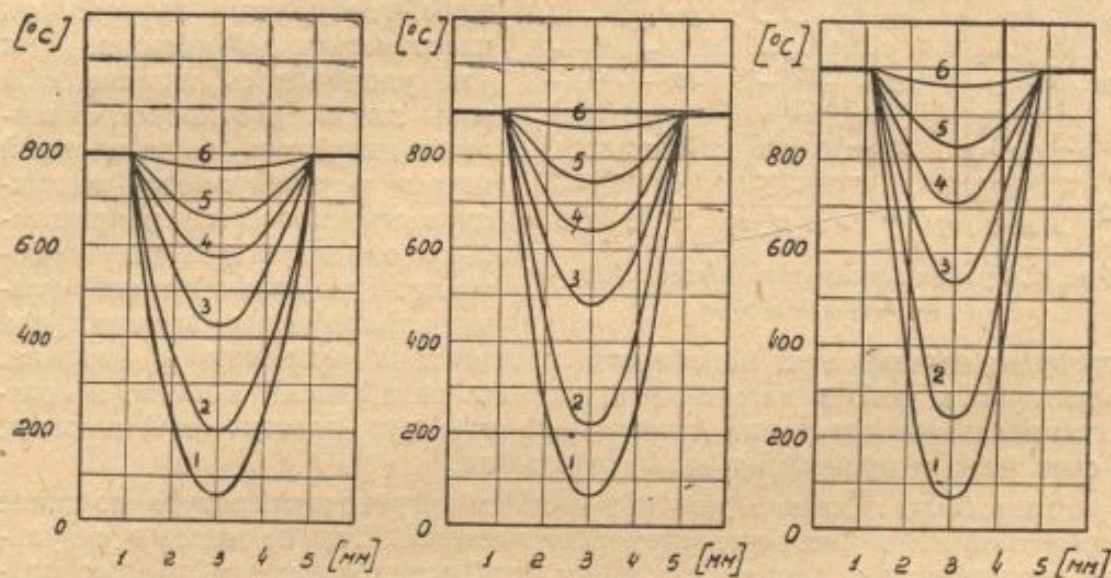


Рис. 1. Графики распределения температуры по толщине полосы в зависимости от температуры t_c . Кривые 1, 2, 3, 4, 5, 6 даны по истечению 0,072; 0,144; 0,288; 0,432; 0,576 и 1,08 секунды.

$= f\left(1 - \frac{x}{R}\right)$, данные для различных величин критерия Фурье F_0 [3], получаем результаты, представленные в виде графиков (рис. 1).

Как видно из рис. 1, уже на второй секунде с момента подачи напряжения на индуктор температура по толщине рассматриваемой полосы выравнивается полностью.

Распределение температуры по длине плакированной полосы. Процесс нагрева при помощи токов высокой частоты длится всего несколько секунд, в связи с чем происходит очень незначительный теплообмен между нагреваемой заготовкой и окружающей средой. В таком случае задача распределения температуры по длине полосы сводится к нахождению распределения температуры по длине полуограниченного стержня, боковая поверхность которого имеет тепловую изоляцию и конец которого помещен в среду с постоянной температурой t_c . Решение этой задачи [3]:

$$\Theta = \frac{t(x_1\tau) - t_0}{t_c - t_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a\tau}}\right). \quad (3)$$

Решая это уравнение с использованием значения $\Theta = f(F_0)$ [3] для принятых нами температур t_c (800°, 900° и 1000°C), выясняем как с течением времени распределяется температура по длине полосы. Результаты расчетов представлены в виде графиков (рис. 2), где кривые 1, 2, 3, 4, 5 — кривые распределения температуры по длине по-

лосы по истечению одной, трех, пяти, семи и одиннадцати секунд соответственно.

Особенности пластического изгиба при местном нагреве заготовки. Если полосовая заготовка подвергается пластическому изгибу в условиях комнатной температуры при помощи пуансона и матрицы, то радиус и уголгиба изделия определяются соответствующей конфигурацией гибочного инструмента. То же самое имеет место при горячей гибке, когда нагреву подвергается полностью вся заготовка.

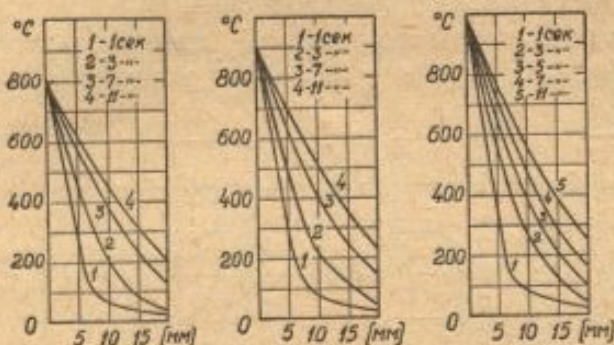


Рис. 2. Графики распределения температуры по длине полосы.

Иначе обстоит дело, когда применяется местный нагрев, вызывающий резкое падение механических свойств заготовки у зоны, где должна происходить пластическая деформация. Как уже упоминалось, ширина этой зоны зависит в основном от ширины индуктора (если местный нагрев осуществляется индукционным способом), покрывающего определенную зону заготовки. При наличии такой «размягченной» зоны заготовки для получения изделия нет надобности прибегать к пуансону и матрице. Достаточно к концам заготовки приложить изгибающий момент, и «размягченная» зона заготовки станет работать как пластический шарнир, за счет чего и произойдет изгиб заготовки.

Выше было показано, что при местном нагреве температура по длине нагреваемой зоны распределяется неравномерно. Тем не менее в результате приложения к концам заготовки изгибающего момента процесс пластического деформирования, безусловно, произойдет на наиболее горячем участке, покрываемом индуктором (то есть на участке, равном ширине индуктора).

Радиусгиба в таком случае будет определяться длиной наиболее нагретого участка, который и образует дугу, соответствующую углугиба.

Таким образом, применение местного нагрева связано со следующими факторами:

1) резко снижается усилие, необходимое для пластического деформирования изгибом;

2) отпадает надобность гибочного инструмента пуансон — матрица в связи с безопорным гибом у места пластического шарнира.

Влияние местного нагрева на геометрию изделия, получаемого путем пластического изгиба, определяется в основном наличием термобиметаллического эффекта плакированной полосы. Если за местным нагревом следует пластическая деформация гибом, то после остывания изделия термобиметаллический эффект окажет обратное действие, которое выразится в том, что изделие будет иметь определенное изменение углагиба (в сторону его уменьшения или увеличения). Для краткости такое изменение угла условно назовем «пружинением».

Если материал изделия — сталь, плакированная нержавеющей сталью, то зависимость угла «пружинения» от положения плакирующего слоя будет такой, как показано на рис. 3, где I — положение под нагрузкой в конце процесса пластического деформирования; II — положение после снятия нагрузки и остывания изделия, плакирующий слой в сжатой зонегиба. «пружинение» отрицательное; III — положение после снятия нагрузки и остывания изделия, плакирующий слой в растянутой зоне

гиба, «пружинение» положительное; α — уголгиба, $\Delta\alpha$ — угол «пружинения».

Поскольку «пружинение» в данном случае фактически определяется только термобиметаллическим эффектом, то величину угла «пружинения» можно найти следующим способом.

Величина термобиметаллического эффекта в основном зависит от соотношения коэффициентов линейного расширения плакирующего и плакируемого слоев. В свою очередь, коэффициенты линейного расширения зависят от температуры. На рис. 4 показано, как под действием температуры изменяются величины коэффициентов линейного расширения стали 1X18H9T (кривая 1) и стали 3 (кривая 2).

Имея кривые распределения температуры по длине нагреваемой заготовки (рис 2) и кривые зависимости коэффициентов линейного расширения от температуры, определяем влияние термобиметаллического эффекта на уголгиба изделия.

Заметим, что угол «пружинения» изделия состоит из угла $\Delta\alpha'$, на

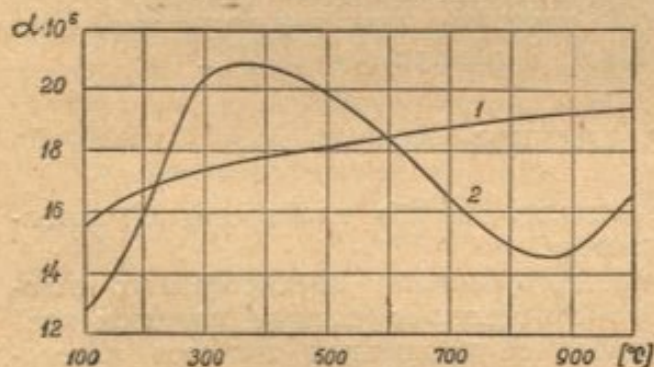


Рис. 4. Зависимость коэффициентов линейного расширения стали 1X18H9T (кривая 1) и стали 3 (кривая 2) от температуры.

которой отклоняется заготовка от исходного прямолинейного положения в конце процесса местного нагрева (до начала приложения нагрузки для пластического деформирования), и

угла $\Delta\alpha''$, на величину которого изменяется уголгиба за счет того, что после охлаждения происходит укорочение дуги, соответствующей углугиба. Другими словами $\Delta\alpha = \Delta\alpha' + \Delta\alpha''$.

Для упрощения расчетов нагретый участок заготовки раз-

биваем на длины $l = 5$ мм с осредненной равномерной температурой¹. Если при местном нагреве возникающие температурные напряжения полностью снимаются после охлаждения, то, рассматривая взаимодействие плакирующего и плакируемого слоев полосы, можно показать, что нейтральные радиусы кривизны обоих слоев определяются уравнениями:

$$\begin{aligned} r_1 &= \frac{2}{3} h \frac{1 + \alpha_1 t}{t(\alpha_1 - \alpha_2)}; \\ r_2 &= \frac{2}{3} h \frac{1 + \alpha_2 t}{t(\alpha_1 - \alpha_2)}, \end{aligned} \quad (4)$$

¹ Можно пойти иным путем: подобрать к кривым распределения температуры по длине и кривым зависимости коэффициентов линейного расширения от температуры уравнения, после чего интегрированием найти $\Delta\alpha$. Но и при подборе к кривым уравнений происходит потеря точности до 3%. К этому следует добавить большую затрату времени на подбор.

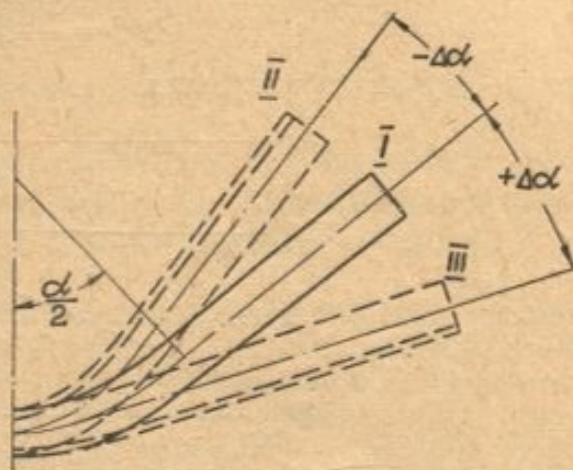


Рис. 3. Схема «пружинения» изделия из плакированного металла, изготовляемого при местном подогреве.

где α_1, α_2 — коэффициенты линейного расширения слоев.

Соответственно угол $\Delta\alpha'$ определяем по уравнению

$$\Delta\alpha' = \frac{860l_t}{2\pi r_1}, \quad (5)$$

где $l_t = l(1 + \alpha_1 t)$, а угол $\Delta\alpha''$ — по уравнению

$$\Delta\alpha'' = \frac{360(l_t - l)}{2\pi r}, \quad (6)$$

где r — радиусгиба изделия.

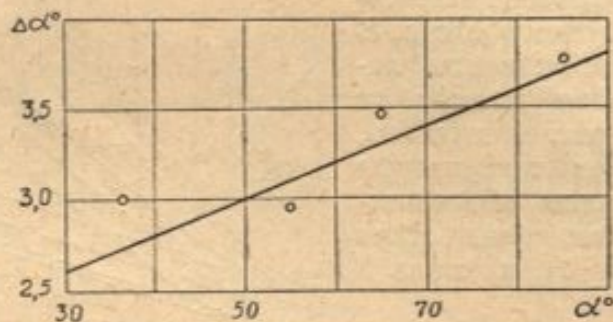


Рис. 5. Зависимость угла «пружинения» от углагибания (сплошная линия — теоретическая, точки — опытные данные).

Просуммировав углы $\Delta\alpha'$ и $\Delta\alpha''$, находим угол «пружинения» изделия, полученного путем пластического изгиба лакированного металла при местном нагреве.

На рис. 5 сопоставлены опытные и теоретические углы «пружинения», полученные по изложенной методике для полосы из материала сталь 3 + 1X18H9T общей толщиной 6 мм при $t_c = 1000^\circ\text{C}$.

ВЫВОДЫ

1. Рассмотрен вариант пластического изгиба лакированной металлической полосы при местном нагреве.

2. Показано преимущество местного нагрева лакированных заготовок индукционным способом по сравнению с печным нагревом всей заготовки. Это преимущество связано с упрощением процесса пластического изгиба за счет использования пластического шарнира и с исключением гибочного инструмента пуансон — матрица. Одновременно повышаются культура производства и качество изделий.

3. Предложен метод определения влияния термобиметаллического эффекта при местном нагреве на уголгибания изделий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шевелкин Б. Н. и др. К выбору параметров обработки давлением двухслойной стали 20К + X18H12M2T, «Химическое машиностроение», 1959, № 6.
2. Шевелкин Б. Н. Обработка давлением листового двухслойного материала, «Химическое машиностроение», 1960, № 2.
3. Лыков А. В. Теория теплопроводности, М., 1952.
4. Лозинский М. Г. Промышленное применение индукционного нагрева, М., 1958.

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. Принципиальная электрическая схема установки приведена на рис. 1. Установка состоит из следующих основных элементов:

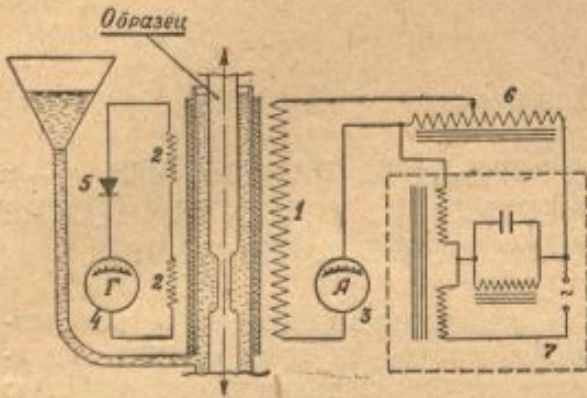


Рис. 1. Принципиальная электрическая схема установки для контроля фазовых превращений.

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;

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;

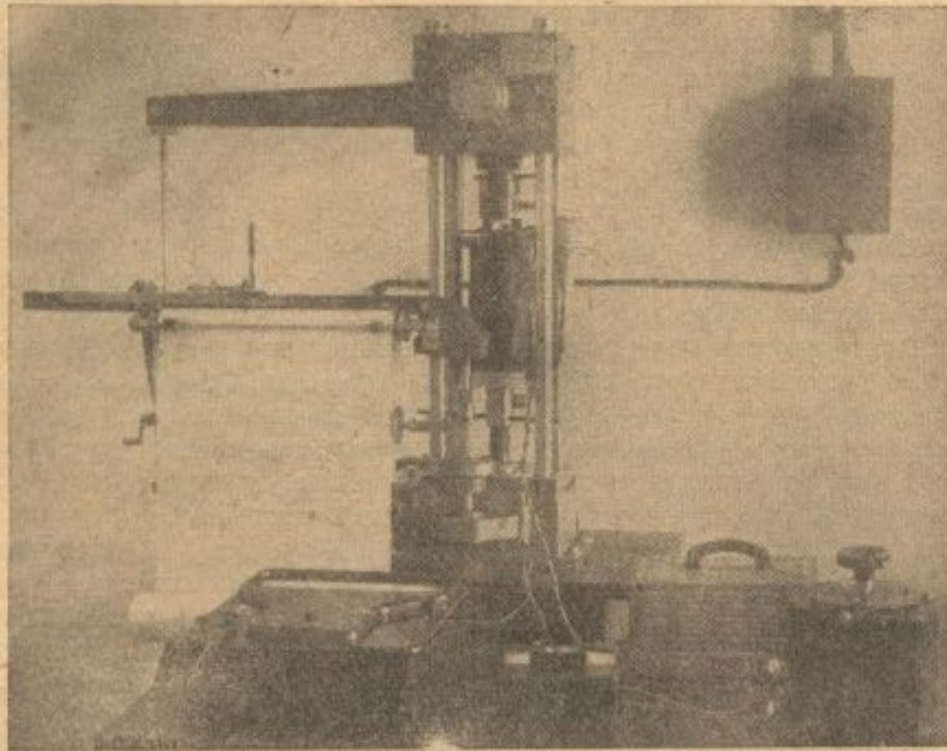


Рис. 2. Общий вид экспериментальной установки.

7 — понижающий трансформатор для питания намагничивающей обмотки;

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

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

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		$\sigma_{0.2}$ кг/мм ²		$\delta\%$	
		$+20^\circ$	-183°	$+20^\circ$	-183°	$+20^\circ$	-183°
1X18H9 (Я1)	Поставка	24	43	58	124	47	38
1X18H9T (Я1Т)	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, сформированный 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-

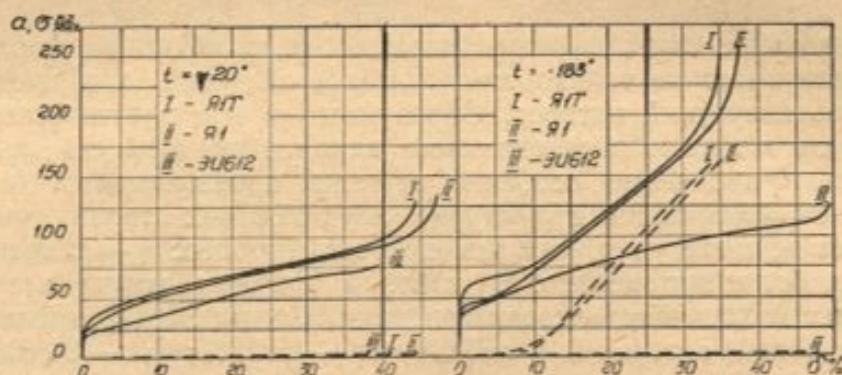


Рис. 3. Диаграммы истинных напряжений сталей Я1, Я1Т и ЭИ612 и изменение количества α -фазы в зависимости от условий деформации. — истинные напряжения — количество магнитной фазы в условных единицах (a).

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, сформированных при отрицательных температурах, в качестве материала для датчиков в силовых измерительных 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

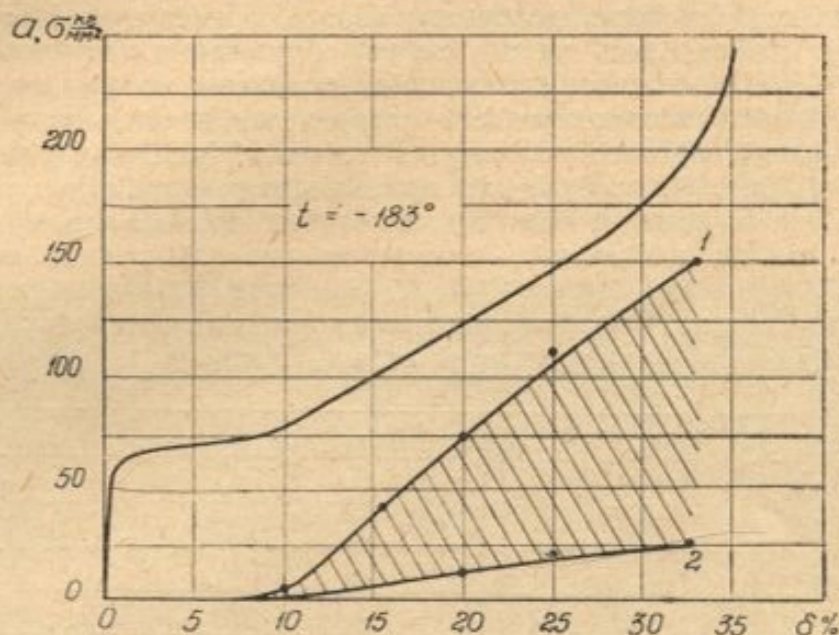


Рис. 4. Диаграмма истинных напряжений стали ЯИТ и изменение показаний прибора в зависимости от степени деформации растяжением под нагрузкой (кривая 1) и после снятия нагрузки (кривая 2).

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.

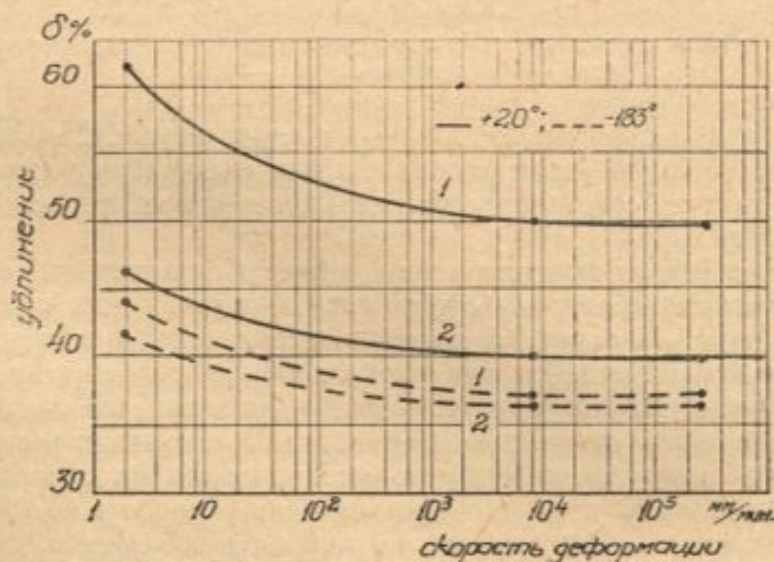


Рис. 5. Влияние скорости деформирования на изменение относительного удлинения. 1 — сталь ЯИТ после закалки с 1150° в воду; 2 — сталь ЗИ654 в состоянии поставки.

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-

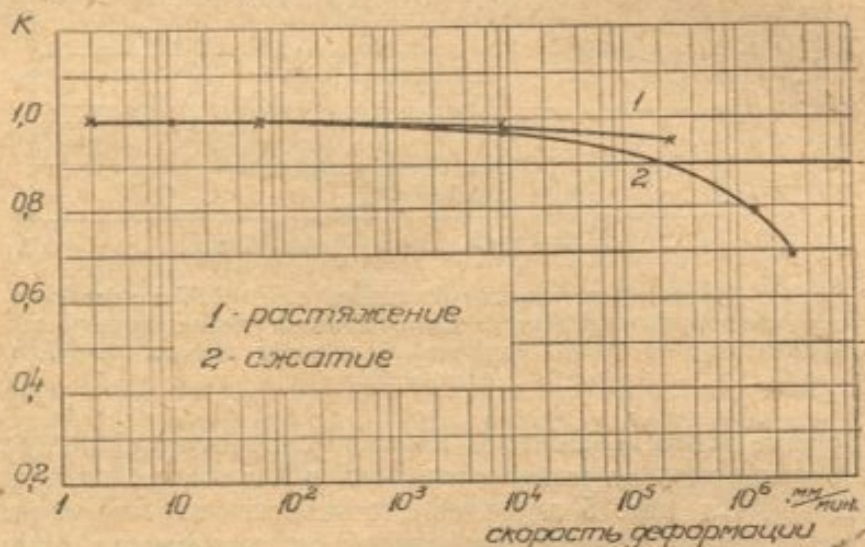


Рис. 6. Относительное изменение количества мартенсита в стали Я1Т в зависимости от скорости деформирования растяжением при -183° , сжатием при -196°C .

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-

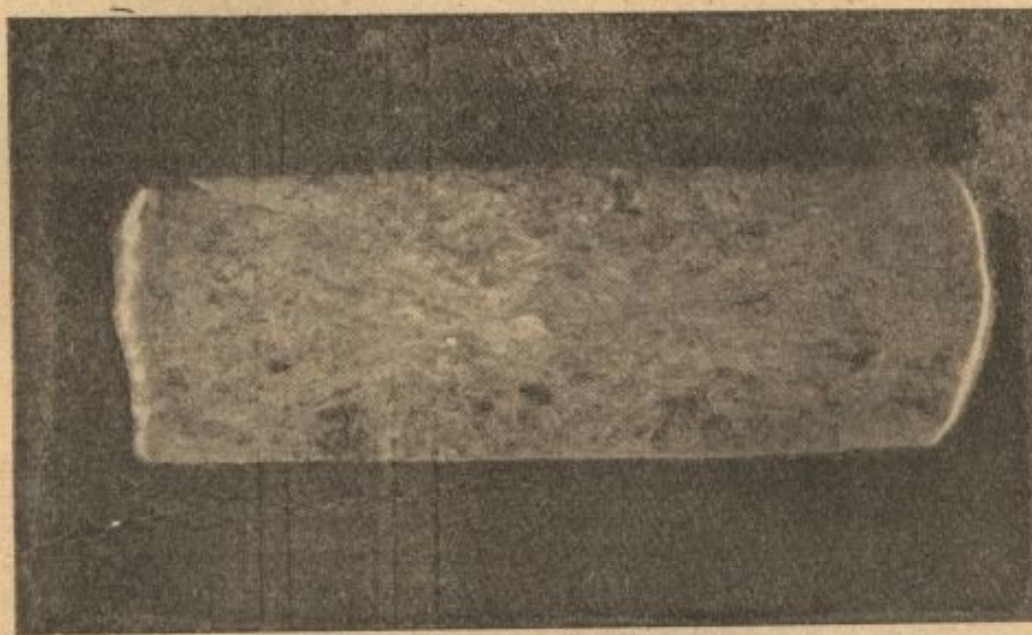


Рис. 7. Характер макроструктуры образца стали Я1Т, деформированного динамически ($V=23$ м/сек при $+20^\circ$, $\psi=66\%$).

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

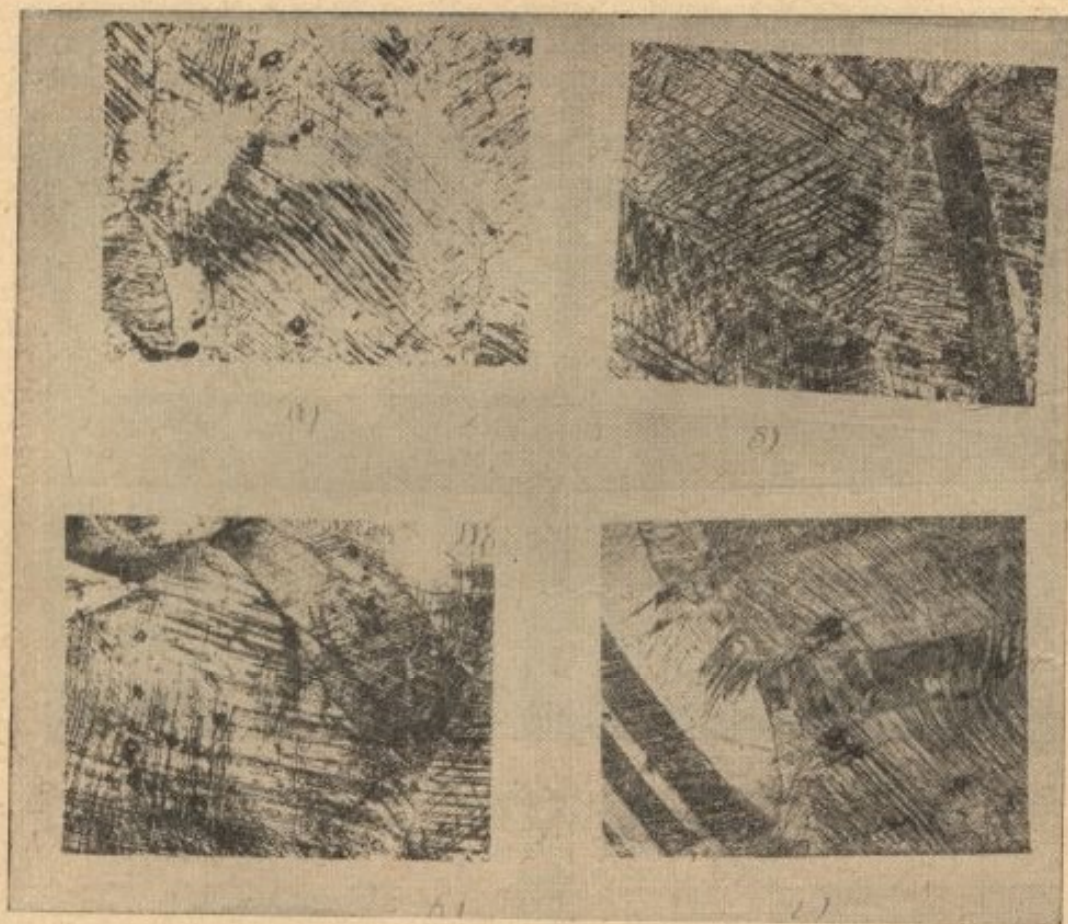


Рис. 8. Микроструктура стали Я1Т, деформированной сжатием: а — скорость деформации 23 м/сек, температура $+20^\circ$, степень деформации 20%, $\times 200$. б — скорость деформации 40 м/сек, температура -196° , степень деформации 20%, $\times 200$. в — скорость деформации 80 м/сек, температура -196° ,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

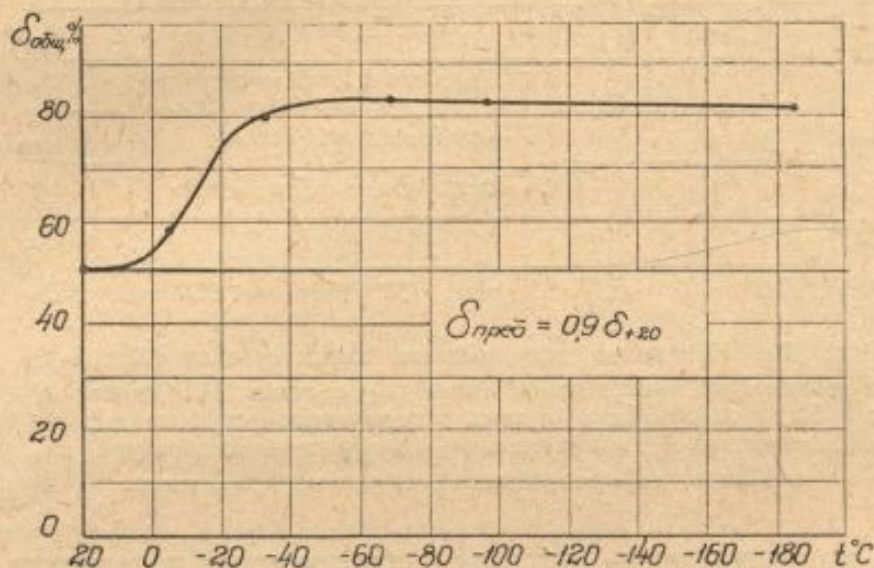


Рис. 9. Изменение суммарного удлинения стали Я1Т в зависимости от температуры второй ступени деформирования.

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 ,

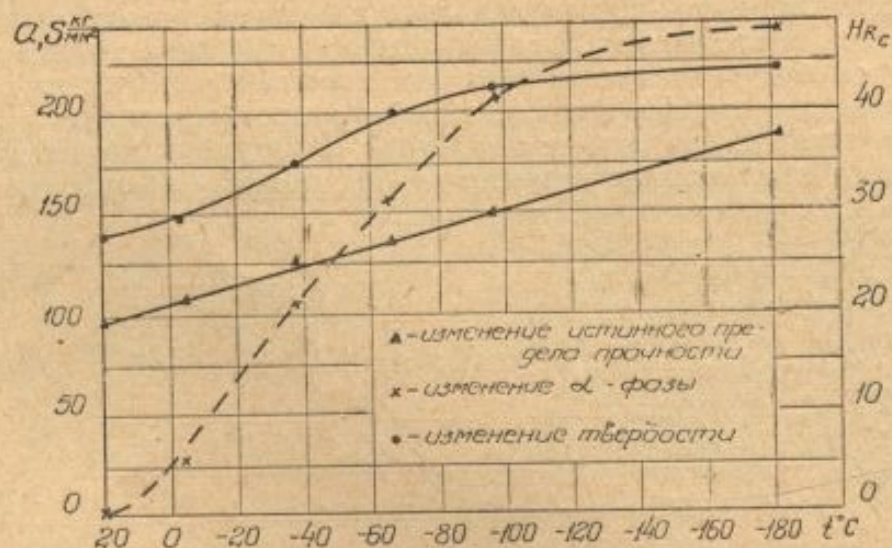


Рис. 10. Изменение прочностных характеристик (R_c , S_B) и количества мартенситной фазы (a) в стали Я1Т (закалка с 1150°) в зависимости от температуры второй ступени деформирования. a , R_c измерялись при комнатной температуре на образцах, деформированных до шейкообразования.

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

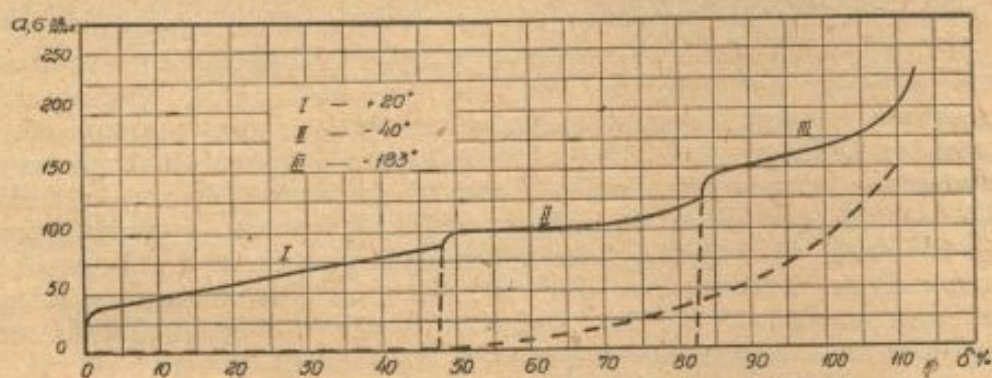


Рис. 11. Диаграмма трехступенчатого деформирования стали Я1Т (закалка с 1150°). — истинные напряжения; --- количество магнитной фазы в условных единицах.

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°C) $\delta\%$	2 степень		3 степень T = -183°C $\delta\%$	$\delta_{общ}\%$	S_B кг/мм ²	S_K кг/мм ²
					T°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° C 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°С. 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. Наличием 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.

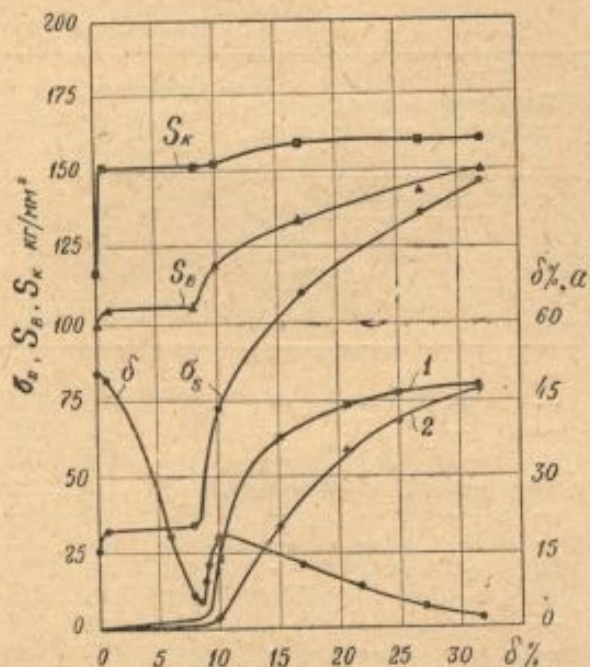


Рис. 12. Изменение механических характеристик и количества α -фазы в стали Я1Т при комнатной температуре в зависимости от величины предварительной деформации при 183°C . Кривая 2 — количества α -фазы в стали, деформированной только при -183° ; кривая 1 — количество α -фазы в стали, доведенной до разрушения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

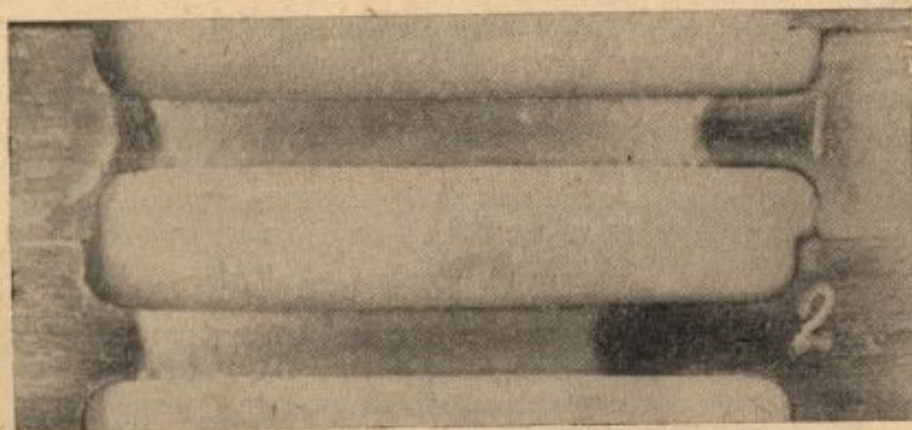


Рис. 13. Образцы стали Я1Т, растянутые при -183° на 8% (№1) и на 6,5% (№2).

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.