

В. П. Мартынов

О ВЫБОРЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ МНОГОПЕРЕХОДНОЙ ШТАМПОВКИ-ВЫТЯЖКИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Оценка штампуемости материалов обычно производится на основе комплекса механических испытаний, физико-химических исследований и технологических проб (как правило, при обычных температурных условиях).

Несмотря на высокие пластические свойства, которые проявляются при статических испытаниях на растяжение ($\delta = 40 - 45\%$), штампуемость сталей типа 18—8 на первых переходах не превышает штампуемости малоуглеродистых сталей, а на последующих — значительно уступает штампуемости последних [1, 2].

Для интенсификации процесса штамповки-вытяжки применяют подогрев фланца заготовки [3—7]. Штамповка-вытяжка оказывается наиболее эффективной при вполне определенных температурах, когда во фланце заготовки одновременно с процессом упрочнения имеет место процесс отдыха и частично рекристаллизации. Так, например, максимальные коэффициенты вытяжки получаются для сплавов на алюминиевой основе при температуре 350—400°C [3, 5], для латуни Л62 — при 500°, а для стали 08КП — при 600°C (рис. 1).

Для деформируемых аустенитных нержавеющей сталей интенсивное снижение прочности и процесс рекристаллизации происходят при температуре 650—800°C. Применение подогрева фланца заготовки до столь высоких температур связано с дополнительными трудностями: усложняется работа штампов, затруднен выбор смазки и т. д.

В настоящей работе обосновывается целесообразность выбора температурных режимов штамповки-вытяжки аустенитных нержавеющей сталей с учетом значения мартенситных точек. При этом основное внимание уделяется вопросу повышения штампуемости указанных сталей.

Исследование свойств сталей Я1 Я1Т, подвергнутых деформированию в процессе вытяжки, показывает, что низкая штампуемость этих сталей при комнатной температуре, особенно на последующих переходах, может быть объяснена интенсивным упрочнением фланца заготовки как за счет собственно наклепа аустенита стали, так и за счет фазовых превращений. Фазовые превращения во фланце заготовки будут отсутствовать в том случае, если деформирование фланца производится при температурах выше точки M_d^1 . В таком случае во фланце заготовки мартенсит деформации образовываться не будет и поэтому сопротивление деформированию будет значительно меньше, чем при температурах ниже M_d . Значение точки M_d невозможно определить с помощью диаграмм состояний, а следовательно, нельзя и установить границу $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений при пластической деформации. Обоснование выбора температуры подогрева фланца заготовки при штамповке стали Я1 с помощью диаграммы состояния Fe—Cr—Ni-сталей, сделанное в работе [6], является ошибочным.

¹ M_d — самая низкая температура, при которой данный вид деформации не вызывает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений.

При растяжении сталей типа 18—8 при комнатной температуре на участке равномерной деформации фазовые $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения почти не происходят [8]. При кручении образцов из стали Я1Т значение точки

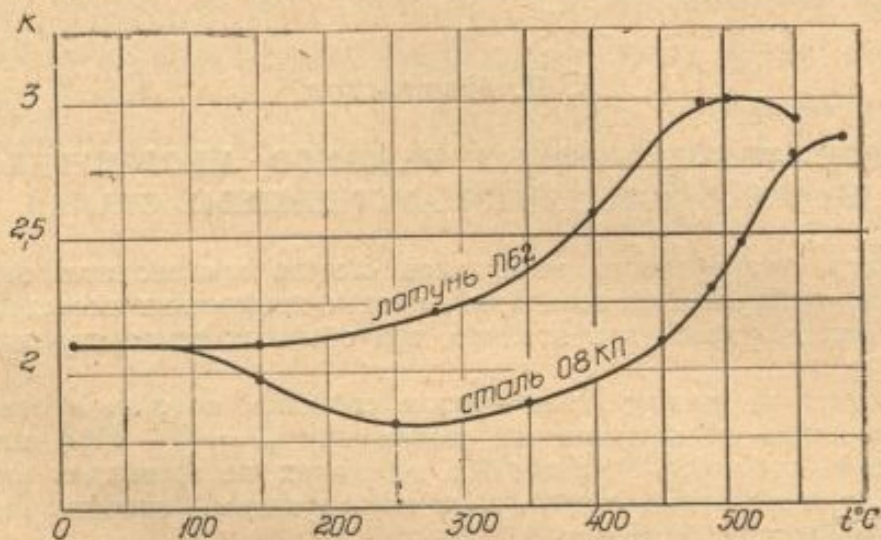


Рис. 1. Зависимость предельных коэффициентов вытяжки от температуры нагрева фланца (по данным [7]).

M_d составляет 80°C [9]. Несмотря на то, что значение точки M_d зависит от вида деформации, оно имеет большое практическое значение, так как является единственным критерием стабильности аустенита, подвергающегося пластической деформации.

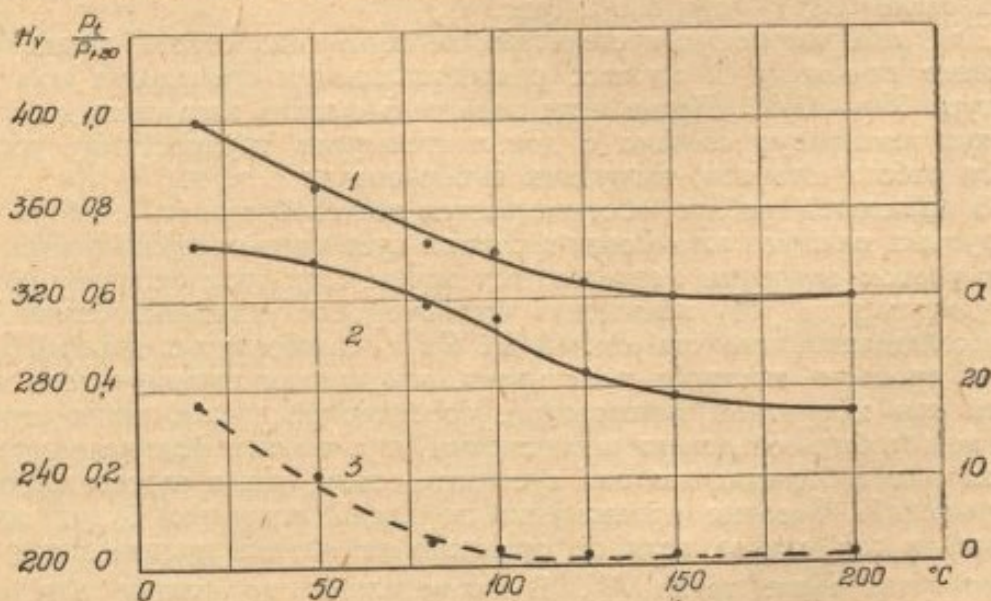


Рис. 2. Влияние температуры подогрева фланца заготовки при штамповке стаканов из стали Я1Т с коэффициентами вытяжки $K_1=2,0$ на относительное изменение усилия вытяжки (кривая 1), твердости (кривая 2) и количества α -фазы (кривая 3).

Для уточнения значения точки M_d при штамповке сталей Я1 и Я1Т производилась вытяжка цилиндрических стаканов с коэффициентом вытяжки $K = 2,0$ ($K = \frac{D}{d}$) в диапазоне температур $+20 \div 200^\circ\text{C}$. По автодиаграммам «усилие — ход пуансона» определялось усилие штамповки, измерялась твердость у верхней кромки стаканов на твердомере типа ТП

с нагрузкой 50 кг и определялось количество α -фазы в образцах, вырезанных из верхней части стаканов. Для выяснения количества α -фазы использовался магнитометрический прибор [8]. Относительное изменение усилия вытяжки, изменения твердости и количества α -фазы от температуры подогрева фланца заготовки приведены на рис. 2. До температуры 125° происходит интенсивное снижение усилия штамповки и уменьшение количества α -фазы. При температурах выше 125° α -фаза в верхней кромке стаканов не образуется. Поэтому можно считать, что точка M_d при штамповке-вытяжке соответствует 125°С.

Установлено, что температуру подогрева фланца заготовки следует выбирать в интервале от M_d до $M_d + 25^\circ$. Если штамповка-вытяжка стали Я1Т производится при 150°С, то усилие при этом уменьшается на 40—45% и создаются условия для интенсификации указанного процесса. В результате применения такого подогрева предельный коэффициент вытяжки на первом переходе, при использовании пуансона комнатной

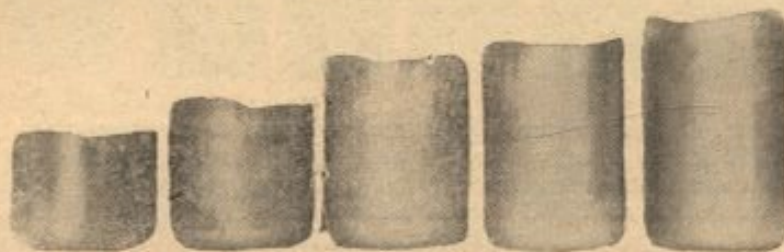


Рис. 3. Отштампованные за один переход изделия из стали Я1Т слева при комнатной температуре с коэффициентом вытяжки 2,08 и справа с подогревом фланца заготовки до 150°С с коэффициентом вытяжки 2,2; 2,4; 2,5, и 2,6.

температуры, увеличивается от 2,08 до 2,6 (рис. 3). На втором переходе тот же температурный режим обеспечивает вытяжку с коэффициентом $K_2 = 1,6$. Таким образом, суммарный коэффициент вытяжки за два перехода увеличивается от 2,3 ($K = 1,9 \times 1,2$) до 4,16 ($K = 2,6 \times 1,6$). На рис. 4 изображены изделия, полученные за два перехода. Такие высокие показатели получены главным образом за счет предупреждения возможности фазовых превращений в стали во время деформирования.

Опираясь на результаты исследования по влиянию температуры и деформации на фазовые превращения в аустенитных нержавеющей сталих¹, а также анализируя работы других авторов [6,10], нами был обоснован метод повышения штампуемости аустенитных нержавеющей сталей, который позволяет значительно интенсифицировать процесс штамповки-вытяжки. Сущность метода заключается в применении определенного сочетания подогрева фланца заготовки и охлаждения наиболее напряженного в процессе вытяжки «опасного» сечения — места сопряжения дна штампуемого стакана со стенкой. Особенность такого сочетания температур состоит в том, что подогрев должен исключать образование мартенсита деформации, а охлаждение «опасного» сечения, наоборот, должно способствовать образованию максимально возможного количества мартенсита деформации. Такие условия будут обеспечены в том случае, если температура подогрева фланца заготовки и температура охлаждения опасного сечения выбираются в зависимости от значений мартенситных точек M_d и M_s^2 , кото-

¹ Статья «Влияние температуры и деформации на фазовые $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, на механические и технологические свойства аустенитных сталей» печатается в этом сборнике.

² M_s — температура начала образования мартенсита охлаждения.

рые характеризуют устойчивость аустенита стали. Температуру подогрева фланца заготовки следует выбирать, как указывалось выше, в интервале от M_d до $M_d + 25^\circ$, а температуру в «опасном» сечении необходимо поддерживать в пределах от M_s до $M_s + 25^\circ$. Это самое удач-

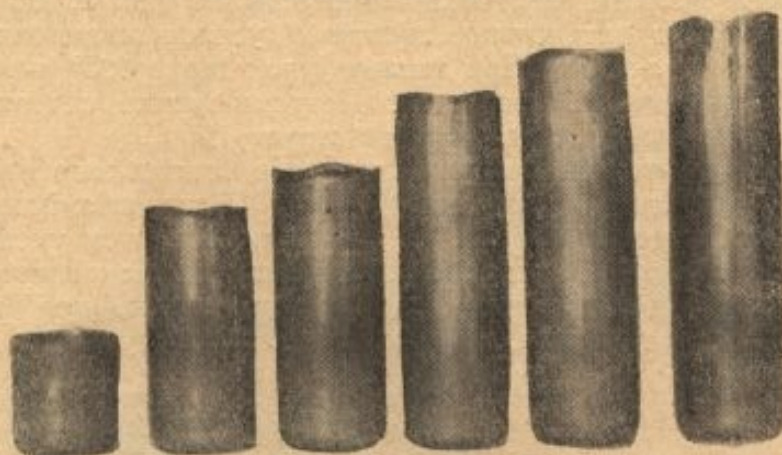
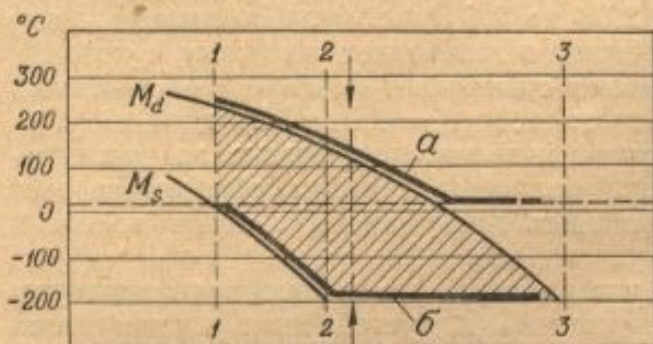


Рис. 4. Отштампованные за два перехода изделия из стали Y1T слева при комнатной температуре с коэффициентом вытяжки 2,3 и справа с подогревом деформируемой зоны заготовки до 150°C с коэффициентом вытяжки 3,2; 3,52; 3,84; 4,0 и 4,16.

ное сочетание температур холодной штамповки-вытяжки аустенитных сталей, когда максимально используются преимущества фазовых превращений. Подогрев фланца заготовки выше температуры точки M_d предотвращает образование мартенсита деформации, что, в свою оче-



эквивалент никеля, %
легированность аустенита стали

Рис. 5. Изменение значений точек M_d и M_s и оптимальных температур подогрева фланца заготовки (кривая a) и охлаждения зоны «опасного» сечения (кривая $б$) в зависимости от степени легирования аустенита стали (схема).

редь, приводит к снижению сопротивления деформированию. Деформирование стали при температуре вблизи точки M_s сопровождается образованием максимального количества мартенсита, в результате чего достигаются упрочнение зоны «опасного» сечения и улучшение механизма штамповки.

Значение точек M_d и M_s , а следовательно, и температуры подогрева фланца заготовки и охлаждения «опасного» сечения будут зависеть от легированности аустенита стали. Легированность аустенита стали можно выражать количеством эквивалентного никеля. При этом учитывается общее влияние всех элементов входящих в γ -твердый раствор. В узких пределах химических составов сталей установлены эмпирические формулы для определения эквивалентного количества никеля и значения точек M_s [11, 12]. Установление зависимостей в более широком диапазоне легирования может стать самостоятельным вопросом для исследования. В данном случае ограничимся рассмотрением схематической зависимости (рис. 5).

Стали, у которых при комнатной температуре сохраняется аустенитная структура, можно разбить на три группы: стали переходной группы, стали с неустойчивой аустенитной структурой и стали глубоко аустенитные. Стали переходной группы характерны тем, что у них точка M_s располагается в интервале температур $+20 \div -196^\circ\text{C}$ (ниже температуры -196° исследования не проводились) и понижается с увеличением легированности аустенита стали (рис. 5, сечение 1—1 \div 2—2). Эти стали могут упрочняться за счет образования мартенсита охлаждения, если температуру стали снизить ниже M_s .

Стали с неустойчивой аустенитной структурой не упрочняются при охлаждении даже до -196° , так как M_s этих сталей находится ниже указанной температуры (рис. 5, сечение 2—2 \div 3—3). Если стали с неустойчивой аустенитной структурой и стали переходной группы подвергнуть деформированию в интервале температур $M_d \div M_s$ (заштрихованная область), в них будет образовываться мартенсит деформации и чем ближе температура к M_s , тем больше будет мартенсита, тем выше будет прочность стали. В сталях глубоко аустенитных (рис. 5, правее сечения 3—3) деформирование даже при -196°C не вызывает фазовых превращений.

Такой подход к анализу фазовых превращений в аустенитных сталях позволяет судить о целесообразности применения описанного метода штамповки при использовании сталей той или иной группы. В сталях переходной группы можно максимально реализовать фазовые превращения для интенсификации процесса штамповки-вытяжки, в то время как в сталях с неустойчивой аустенитной структурой такая возможность будет убывать по мере увеличения легированности аустенита стали. На рис. 5 стрелками показано местоположение сталей Я1 и Я1Т, у которых точка M_d соответствует 125° (при штамповке-вытяжке), а M_s располагается ниже -196°C .

Метод повышения штампуемости аустенитных нержавеющей сталей был проверен на сталях Я1 и Я1Т (температура подогрева фланца заготовки составляла $+130^\circ$, а в «опасном» сечении поддерживалась температура -183°). Штамповка осуществлялась на гидравлическом прессе двойного действия. Схемы штампов первого и второго переходов приведены на рис. 6 и 7. В конструкции пуансонов предусмотрено непосредственное соприкосновение хладоносителя¹ с заготовкой в процессе штамповки-вытяжки. Этим достигаются интенсивный теплоотвод и возможность применения повышенных скоростей штамповки. В качестве смазки применялась смесь солидола с графитом. Смазка наносилась на заготовку перед штамповкой первого перехода, а в случае штамповки второго перехода не возобновлялась.

В результате штамповки заготовок из указанных сталей по разработанному методу предельный коэффициент вытяжки на первом переходе увеличивается от 2,08 до 3,1 и на втором переходе — от 1,15—1,2 (при коэффициенте вытяжки на первом переходе $K_1 = 1,9$) до 2,0 (если первый переход выполнен с подогревом фланца заготовки до 150° пуансоном комнатной температуры). Таким образом, итоговый коэффициент вытяжки за два перехода можно повысить от 2,3 до 5,2. Во всех случаях штамповки применялись стали толщиной 1,0 мм. Предельный коэффициент вытяжки на первом переходе определялся при получении цилиндрических стаканов диаметром по средней линии 33,5 мм. Цилиндрические стаканы-заготовки под второй переход имели диаметр 65 мм. На рис. 8 показаны различные моменты процесса вытяжки второго

¹ В качестве эффективного охладителя можно применять жидкий азот (-196°) и другие.

перехода при установлении оптимального значения усилия прижима. По мере увеличения усилия прижима количество и величина образующихся гофров уменьшаются и при оптимальном значении его (600 кг) проштамповываются качественные изделия (пятое изделие слева с $K_{1,2} = 5,2$). Дальнейшее увеличение усилия прижима приводит к разрушению образующегося стакана даже при отсутствии признаков гофрообразования. Из рис. 8 видно, что в случае применения отрицательных температур для охлаждения зоны «опасного» сечения слабое сечение, а следовательно, и место разрушения перемещаются к месту схода заготовки с ребра матрицы. В момент деформирования материала, соответствующего зоне «опасного» сечения, образуется мартенсит, который упрочняет эту

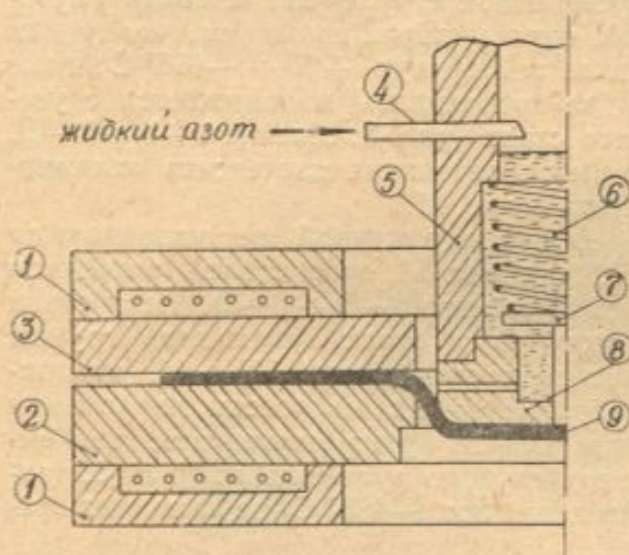


Рис. 6. Схема штамповки первого перехода: 1 — подогреватель, 2 — матрица, 3 — прижим, 4 — трубка для подвода хладоносителя, 5 — пуансон, 6 — пружина, 7 — клапан, 8 — наконечник пуансона, 9 — деформируемый материал.

зону и способствует снижению величины деформации. Таким образом получается меньшее утонение стенки зоны «опасного» сечения, а это, в свою очередь, приводит к достижению более равномерной толщины стенок всего изделия.

Применение отрицательных температур при штамповке-вытяжке стали ЯИТ, а следовательно, и образующийся при этом мартенсит деформации оказывают влияние на распределение твердости вдоль образующей изделия. На рис. 9 показано две кривых: одна характеризует изменение твердости цилиндрического стакана, изготовленного на первом переходе ($K_1 = 2,6$) с подогревом фланца заготовки до 150° пуансоном комнатной температуры, а вторая — изменение твердости цилиндрического стакана после второго перехода ($K_2 = 2,0$). Второй переход выполнялся с подогревом фланца заготовки и охлаждением зоны «опасного» сечения до -196°C . Обычно характер изменения твердости стакана после второго перехода аналогичен изменению твердости стакана после первого перехода. В случае применения отрицательных температур при штамповке второго перехода в зоне «опасного» сечения образуется мартенсит, который оказывает свое влияние на характер изменения твердости изделия. В верхней

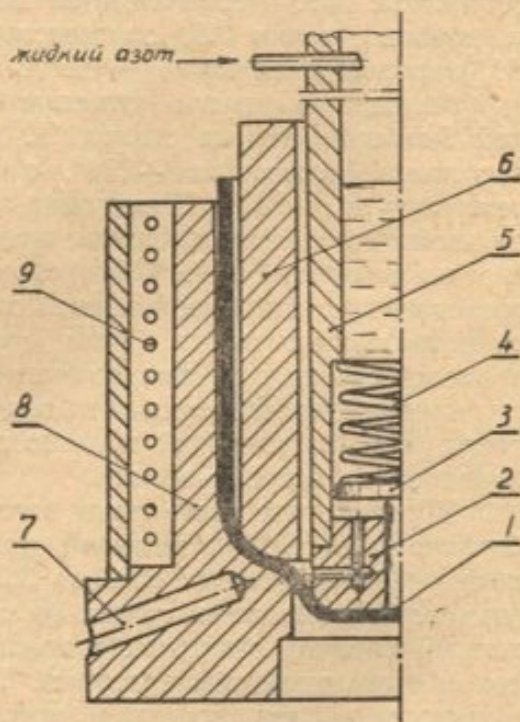


Рис. 7. Схема штамповки второго перехода: 1 — деформируемый материал, 2 — наконечник пуансона, 3 — клапан, 4 — пружина, 5 — пуансон, 6 — прижим, 7 — канал для ввода термопары, 8 — матрица, 9 — подогреватель.

части стакана мартенсит деформации не образуется, поэтому и твердость здесь ниже, чем твердость зоны «опасного» сечения.

Вопрос получения изделий с большим коэффициентом вытяжки при наличии минимального количества переходов и без применения

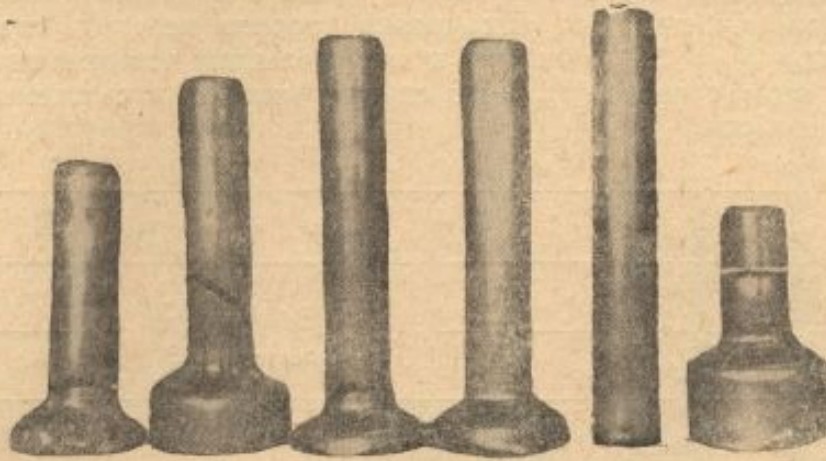


Рис. 8. Результаты штамповки стали Я1Т на втором переходе ($K_2=2,0$).

промежуточной термообработки представляет большой интерес для промышленности. Как уже указывалось, температурный режим холодной штамповки-вытяжки стали Я1Т, выбранный с учетом значения мартенситных точек M_d и M_s , позволяет за один переход получить изделия

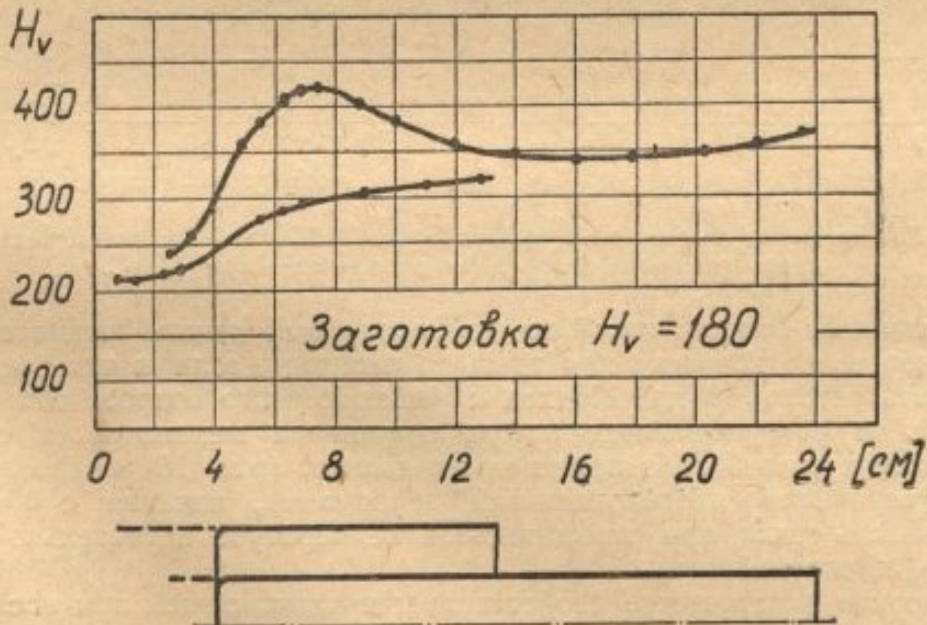


Рис. 9. Изменение твердости вдоль образующих стаканов, полученных на первом переходе с $K_1=2,6$ и на втором переходе с $K_2=2,0$. Сталь Я1Т.

с коэффициентом вытяжки равным 3,1. Если необходимо получить изделия с еще большим коэффициентом вытяжки, можно применять двухпереходную штамповку только с подогревом фланца заготовки выше M_d при использовании пуансона комнатной температуры. В этом случае достигается получение изделий за два перехода с суммарным коэффициентом вытяжки равным 4,16. Двухпереходная штамповка может

быть еще более эффективной если на первом переходе применить штамповку только с подогревом фланца заготовки выше M_d , а на втором переходе — температурный режим, выбранный с учетом значений мартенситных точек M_d и M_s . Такая последовательность штамповки обеспечивает получение изделий за два перехода с суммарным коэффициентом вытяжки равным 5,2. Штамповка второго перехода стали Я1Т с $K_2 = 2,0$ (при $K_1 = 2,6$) приводит к значительному повышению твердости зоны «опасного» сечения ($H_v = 425$ единиц, рис. 9) и снижению ее пластических свойств.

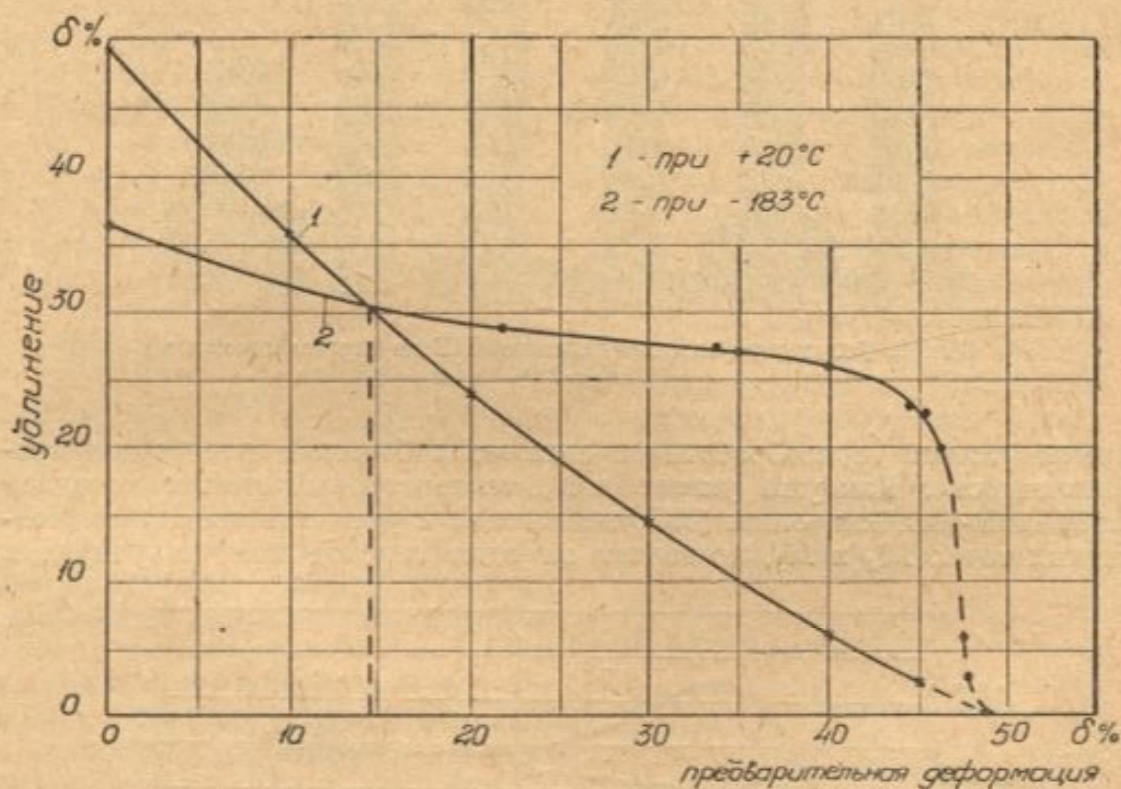


Рис. 10. Изменение пластических свойств стали Я1Т в зависимости от величины предварительной деформации растяжением при +20°C.

Возникает вопрос: какой же температурный режим штамповки будет наиболее подходящим для третьего перехода, если в таковом будет возникать необходимость? Подход к решению этого вопроса был таким же, как и при разработке метода повышения механических свойств аустенитных сталей¹. Из приведенных данных (рис. 10) видно, что по мере увеличения предварительной деформации, начиная с $\delta = 15\%$, пластичность стали при отрицательной температуре значительно выше, чем при комнатной.

Высокие пластические свойства аустенитных сталей при последовательном деформировании с использованием отрицательных температур проявляются благодаря наличию $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений в процессе последующего деформирования стали. Способность упрочненных аустенитных сталей проявлять значительные пластические свойства при отрицательной температуре дает основание проводить штамповку третьего перехода в указанных условиях. Штамповка-вытяжка на третьем переходе наиболее эффективна в том случае, если процесс пластического течения металла осуществляется в интервале температур $M_s \div M_s + 25^\circ\text{C}$.

¹ В. П. Мартынов, А. Н. Чухлеб. Авторское свидетельство № 110040 от 28 ноября 1957 г. и авторское свидетельство № 117268 от 30 декабря 1958 г.

Для определения возможности трехпереходной штамповки-вытяжки была использована сталь Я1Т. На рис. 11 показаны результаты штамповки за три перехода. Первый переход выполнен с подогревом фланца до 150°C пуансоном комнатной температуры с коэффициентом вытяжки $K_1 = 2,4$. Второй осуществлялся с подогревом заготовки до 130° и охлаждением зоны «опасного» сечения до температуры -196° (схема штамповки изображена на рис. 7). Третий переход был произведен в условиях температуры жидкого азота (-196°), смазка при этом не применялась. Таким образом, выбирая температурные режимы многопереходной штамповки-вытяжки стали Я1Т с учетом значения мартенситных точек, наряду с использованием температурного перепада можно достичь и реализации положительных свойств фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Результатом трехпереходной штамповки-вытяжки стали Я1Т являются изделия с суммарным коэффициентом вытяжки равным 7,2. Во всех случаях штамповки трещин вдоль образующих изделий не наблюдается. На рис. 12 изображены кривые распределения твердости по высоте изделия для каждого пере-

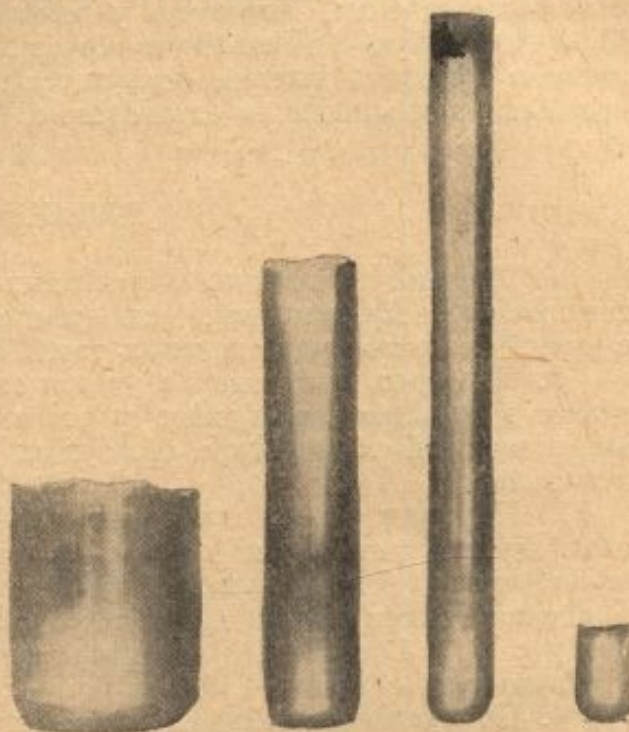


Рис. 11. Изделия из стали Я1Т, полученные штамповкой с применением эффективных температурных режимов на первом переходе с $K_1 = 2,4$, на втором переходе с $K_2 = 2,0$ ($K_{1,2} = 4,8$) и на третьем переходе с $K_3 = 1,5$ ($K_{1,2,3} = 7,2$). Крайнее справа изделие получено за три перехода при комнатной температуре с $K_{1,2,3} = 2,5$ ($K_1 = 1,8$; $K_2 = 1,2$; $K_3 = 1,15$).

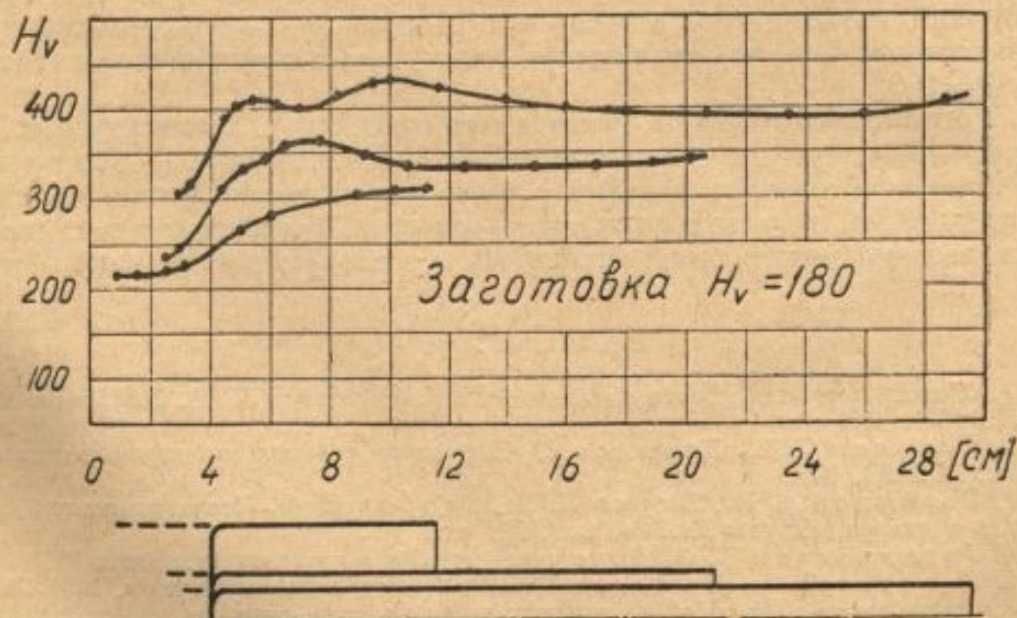


Рис. 12. Изменение твердости вдоль образующих стаканов, изображенных на рис. 11.

хода. На кривой изменения твердости изделия третьего перехода ясно видны участки с повышенной твердостью, соответствующие зонам «опасного» сечения. Твердость у верхней кромки изделия доходит до $H_v = 410$ единиц, а в «опасном» сечении — до $H_v = 430$ единиц. Такая высокая твердость изделия получается в результате структурных изменений в стали и наличия сдвигового и фазового наклепа.

ВЫВОДЫ

1. Штамповка-вытяжка аустенитных нержавеющей сталей оказывается наиболее эффективной, если температурные режимы выбираются с учетом значения мартенситных точек M_d и M_s .

2. Подгорев, выбранный с учетом значения точки M_d , будет эффективнее в той стали, во фланце заготовки которой в процессе штамповки при комнатной температуре образуется большее количество мартенсита деформации.

3. Подогрев фланца заготовки сталей Я1 и Я1Т до 150° на первом переходе снижает усилие штамповки на 40—45% и позволяет при использовании пуансона комнатной температуры повысить предельный коэффициент вытяжки от 2,08 до 2,6 и на втором переходе производить штамповку с $K_2 = 1,6$. За два перехода суммарный коэффициент вытяжки увеличивается с 2,3 до 4,16.

4. Применение небольших температур для подогрева фланца заготовки сталей Я1 и Я1Т ($125—150^\circ\text{C}$) не вносит каких-либо затруднений в технологический процесс и допускает использование простых и доступных смазок.

5. Использование оптимального температурного режима штамповки аустенитных сталей, когда наряду с подогревом фланца заготовки выше точки M_d применяется охлаждение зоны «опасного» сечения до температур близких к точке M_s , позволяет получать изделия за один переход с предельным коэффициентом вытяжки равным 3,1. За два перехода можно получать изделия с $K_{1,2} = 5,2$.

6. Применение отрицательных температур на третьем переходе обеспечивает штамповку с $K_3 = 1,5$. В результате трехпереходной штамповки стали Я1Т, когда третий переход выполняется в условиях температуры жидкого азота, получают изделия с итоговым коэффициентом вытяжки $K_{1,2,3} = 7,2$.

7. Штамповка-вытяжка аустенитных сталей при температурных режимах, выбранных с учетом значения мартенситных точек, обеспечивает получение качественных изделий с большими коэффициентами вытяжки без применения промежуточных термообработок. В зависимости от назначения изделий может быть исключена и последующая термообработка.

ЛИТЕРАТУРА

1. «Основы теории обработки металлов давлением» под ред. М. В. Сторожева, Машгиз, М., 1959, 478.
2. Сорокин С. Я., Давыдов Ю. П. Листовая штамповка нержавеющей сталей, М., ИТЭИН, 1952.
3. Горбунов М. Н., Попов Д. В., Катков В. Ф. Исследование глубокой вытяжки металлов, «Труды МАТИ», вып. 29, 1956.
4. Радзивончик В. Ф. Штамповка-вытяжка на вторых переходах, 1958.
5. Сорокин С. Я., Давыдов Ю. П. «Вестник машиностроения», 1952, № 2.
6. Давыдов Ю. П. «Исследование деформируемости сплавов», сб. статей. Оборонгиз, 1955.
7. Ключарев Н. А., Горбунов М. Н. Исследование в области глубокой вытяжки металлов, «Труды МАТИ», вып. 29, 1956.

8. Чухлеб А. Н., Мартынов В. П. «Металловедение и термическая обработка металлов», 1959, № 9.
9. Гуляев А. П., Черненко И. В. «Металловедение и обработка металлов», 1957, № 5.
10. Ревнов В. Н., Применение глубокого охлаждения в процессе штамповки-вытяжки, «Труды ХАИ», вып. 17, 1957.
11. Post C. a. Eberly W. Trans ASM, 1947, v. 39, p. 868.
12. Еремен Н. И. О фазовых превращениях $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ при старении аустенитных хромоникелевых сталей. Физико-химические исследования аустенитных сталей, кн. 84, Машгиз, М., 1957.

