

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Член-корреспондент АН СССР Г. В. КУРДЮМОВ, О. П. МАКСИМОВА  
и Т. В. ТАГУНОВА

**О ПРЕВРАЩЕНИИ ДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА  
В МАРТЕНСИТ**

Сильное воздействие деформации на состояние аустенита и на кинетику мартенситного превращения установлено многими исследователями<sup>(1-5)</sup>. При объяснении действия пластической деформации на превращение аустенита в мартенсит обычно исходили из представлений об этом превращении как об явлении чисто механическом, подобном двойникованию, и считали, что образование мартенсита в момент деформации только подчеркивает правильность такой точки зрения<sup>(5, 6)</sup>.

Однако, в связи с новыми представлениями о природе мартенситных превращений<sup>(7)</sup> и новыми экспериментальными данными об их кинетике<sup>(8)</sup>, эффект деформации можно рассматривать как результат ее влияния на процесс образования зародышей и рост кристаллов мартенсита. С этой точки зрения весьма существенно изучение влияния деформации аустенита на кинетику превращения аустенита в мартенсит при дальнейшем охлаждении, в особенности на скорость изотермического превращения и ее температурную зависимость.

Такое исследование было проведено нами на сталях и сплавах с мартенситной точкой, лежащей на 10—100° ниже комнатной температуры. Пластическая деформация производилась при комнатной температуре сжатием непосредственно перед проведением опытов в магнитометре. Результаты магнитометрического исследования контролировались рентгеновским и микроструктурным методами.

Сопоставление кривых охлаждения, полученных на недеформированных образцах, с кривыми охлаждения деформированных образцов показало, что во всех случаях, на всех исследованных нами сталях и сплавах, деформация на 25—30% оказывала чрезвычайно сильное влияние как на структурное состояние сталей и сплавов, получаемое непосредственно после деформации, так и на дальнейшее поведение непревращенной γ-фазы при охлаждении ниже комнатной температуры.

Во всех случаях такая деформация вызывала образование значительных количеств мартенсита (от 10 до 20%) в момент приложения нагрузки, но сильно увеличивала устойчивость непревращенной деформированной γ-фазы по отношению к превращению при последующем охлаждении ниже комнатной температуры. Превращение при глубоком охлаждении деформированных образцов шло гораздо более вяло, чем в недеформированных образцах, благодаря чему приращение количества мартенсита, полученное в результате охлаждения, во всех случаях резко уменьшалось. Так, в стали с содержанием углерода 0,6% и марганца 7,1% приращение уменьшилось почти в 3 раза, в сплаве железо—никель—марганец с содержанием никеля 23% и марганца 3,4% — более чем в 10 раз. Деформация настолько резко увеличивала

устойчивость  $\gamma$ -фазы по отношению к последующему охлаждению, что даже суммарное количество мартенсита, полученное и в результате деформации и в процессе глубокого охлаждения, не достигало эффекта охлаждения недеформированных образцов.

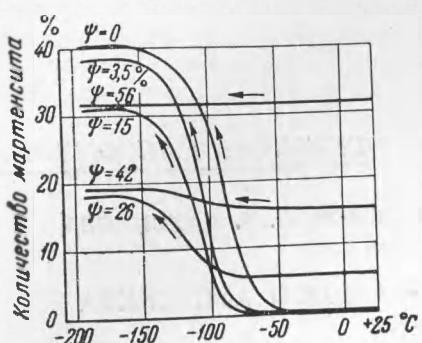


Рис. 1. Влияние степени деформации на превращение аустенита в мартенсит при непрерывном глубоком охлаждении со скоростью  $10^{\circ}/\text{мин}$ . Сталь  $0,6\% \text{ C}$ ,  $7,1\% \text{ Mn}$

$60-80\%$  вызывает вполне закономерные и качественно в основном одинаковые изменения в структурном состоянии стали и сплава и в кинетике последующего мартенситного превращения, происходящего при глубоком охлаждении. Малая степень пластической деформации, порядка  $2-3\%$ , еще не вызывает превращения в момент приложения нагрузки, но уже оказывает существенное влияние на кинетику превращения, происходящего при последующем глубоком охлаждении: делает превращение аустенита и  $\gamma$ -фазы более вялым, заметно уменьшает полный эффект превращения и в случае стали понижает мартенситную точку на  $20-25\%$  (см. рис. 1).

При увеличении степени деформации до  $5-10\%$  появляется превращение в момент приложения нагрузки. По мере дальнейшего увеличения степени деформации количество образующегося под нагрузкой мартенсита постепенно возрастает и, вместе с этим, все более затормаживается превращение, происходящее при последующем глубоком охлаждении: уменьшается эффект охлаждения и в стали еще сильнее понижается „мартенситная точка“. Наконец, по достижении некоторой, достаточно большой степени деформации, порядка  $50-70\%$ , устойчивость деформированной  $\gamma$ -фазы настолько увеличивается, что образование мартенсита при охлаждении прекращается совсем. Понижение „мартенситной точки“ (температура начала превращения), происходящего при охлаждении, наблюдаемое в стали, прекращается несколько ранее — при степени деформации около  $40\%$  (см. рис. 2).

Суммарное количество мартенсита, образующееся в результате деформации ( $M_{\phi}$ ) и глубокого охлаждения ( $M_{\text{охл}}$ ), сначала по мере увеличения степени деформации от  $0$  до  $20-30\%$  убывает, а затем при дальнейшем увеличении обжатий снова возрастает, приближаясь при степени деформации  $50-70\%$  к количеству мартенсита, образующе-

В безуглеродистых сплавах затормаживающее влияние деформации выражалось исключительно в вялом характере превращения — медленном приращении мартенсита по мере охлаждения. Понижение мартенситной точки под влиянием деформации наблюдалось лишь в сталях, причем оно было в общем тем более резким, чем выше было содержание углерода в стали.

Подробное исследование влияния степени пластической деформации на мартенситное превращение, проведенное на марганцевой стали ( $0,6\% \text{ C}$ ,  $7,1\% \text{ Mn}$ ) и сплаве железо — никель — марганец ( $23\% \text{ Ni}$ ,  $3,4\% \text{ Mn}$ ), показало, что постепенное увеличение степени деформации от  $2-4$  до

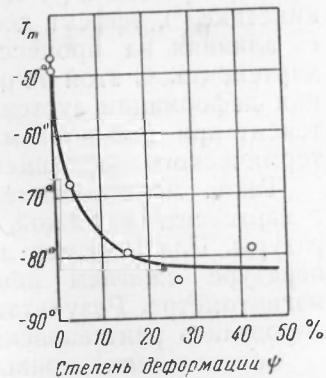


Рис. 2. Влияние степени деформации на „мартенситную точку“ (температура начала превращения). Сталь  $0,6\% \text{ C}$ ,  $7,1\% \text{ Mn}$

муся при глубоком охлаждении недеформированного образца стали или сплава. Малая степень деформации, еще не вызывая интенсивного превращения аустенита в процессе приложения нагрузки, уже сильно затормаживает превращение при последующем охлаждении, благодаря чему суммарный эффект вначале уменьшается. Возрастание же суммарного эффекта при увеличении степени обжатия свыше 20—30 % происходит за счет интенсивного развития процесса превращения, происходящего под нагрузкой, более интенсивного, чем затухание превращения при последующем глубоком охлаждении.

Изменение суммарного эффекта выражено в сплаве более резко, чем в марганцовистой стали: при увеличении степени деформации сплава от 0 до 14 % суммарный эффект быстро уменьшается и при обжатии 15—20 % становится менее  $\frac{1}{4}$  результата, полученного в недеформированном образце; между тем, в стали минимальный суммарный эффект, отвечающий степени деформации около 30 %, составляет лишь немногим меньше  $\frac{1}{2}$  от количества мартенсита, полученного в недеформированном образце.

Приближенный подсчет количества  $\alpha$ -фазы по рентгенограммам, проведенный для сплава железо — никель — марганец, дал результаты, совпадающие с данными, полученными магнитным методом.

Изучение влияния предварительной пластической деформации на кинетику изотермического мартенситного превращения, проведенное нами на сплаве железо — никель (23 %) — марганец (3,4 %), находящемся в двух состояниях — недеформированном и деформированном на 14 %, показало, что такая деформация оказывает очень сильное влияние на скорость изотермического превращения  $\gamma$ -фазы, происходящего при последующем глубоком охлаждении сплава. Под влиянием предварительной пластической деформации скорость изотермического образования мартенсита уменьшается при всех температурах (см. рис. 3).

Внимательное рассмотрение полученных изотерм показывает, что деформация  $\gamma$ -фазы изменяет характер протекания изотермического мартенситного превращения, происходящего при последующем охлаждении: способствует более медленному затуханию процесса и распространению его на больший интервал времени. В результате, несмотря на сильное уменьшение начальной скорости, происходящее под влиянием деформации при всех температурах, конечный эффект изотермического превращения достигает в деформированных образцах сплава значительных величин, или, иными словами, полный эффект изотермического превращения уменьшается под влиянием деформации менее интенсивно, чем скорость процесса. Так при  $-100^\circ$  начальная скорость превращения деформированной  $\gamma$ -фазы почти в 10 раз меньше, чем недеформированной (0,7 % в минуту против 6,5 % в минуту), полный же эффект изотермического превращения в обоих случаях

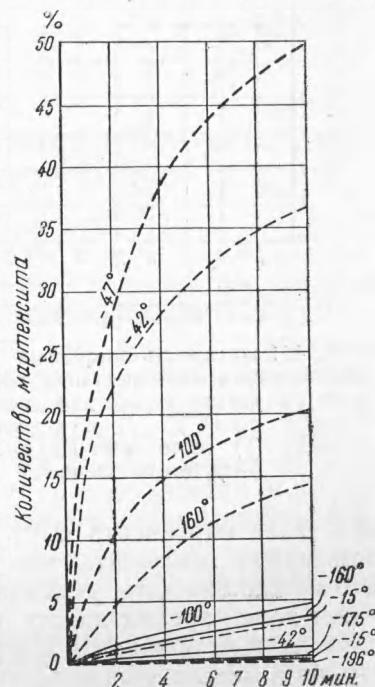


Рис. 3. Изотермическое мартенситное превращение при различных температурах для деформированного на 14 % (пунктирные линии) и недеформированного (сплошные линии) состояний (начальный период). Сплав 23% Ni, 3,4% Mn, остальное Fe

практически одинаков и равен 35—37 %. Приведенная<sup>(8)</sup> скорость превращения  $\frac{1}{V_0} \left( \frac{dV}{dt} \right)$  получена после деформации значительно меньшей при всех температурах (все соответствующие кривые лежат ниже).

Энергия активации превращения, определенная по тангенсу угла наклона кривых, представленных на рис. 4, оказалась для деформированного и недеформированного состояний сплава практически одинаковой и равной около 600 кал/моль. Следовательно, деформация не изменяет энергию активации. Влияние деформации сказывается в изменении коэффициента  $A$ , стоящего в уравнении, определяющем температурную зависимость скорости образования новой фазы, а в случае мартенситного превращения — скорости образования зародышей, и представляющего собой на рис. 4 отрезки, отсекаемые кривыми на оси ординат<sup>(9)</sup>. Предварительная деформация на 14 % уменьшает коэффициент  $A$  на один порядок (от  $10^{-2}$  до  $10^{-3}$  сек.<sup>-1</sup>), что выражается на рис. 4 более низким положением кривой, полученной для деформированной  $\gamma$ -фазы.

Величина  $A$  может изменяться как от изменения коэффициента  $K$ , так и от изменения среднего объема кристалла мартенсита  $v$ <sup>(9)</sup>. Из данных микроструктурных определений можно заключить, что  $v$  под действием деформации уменьшается. Это можно ожидать, учитывая, что возникновение плоскостей скольжения, с точки зрения наших представлений о росте кристаллов мартенсита, должно приводить к ограничению когерентного роста<sup>(7)</sup>. С другой стороны, можно ожидать, что деформация будет приводить к возрастанию  $K$ , так как она может увеличивать число потенциальных мест возникновения зародышей мартенсита. Для выяснения этого вопроса существенно проведение тщательных микроструктурных наблюдений для количественной оценки изменения  $v$ .

Рис. 4. Зависимость логарифма начальной скорости мартенситного превращения от температуры для деформированного на 14 % (1) и недеформированного (2) состояний\*. Сплав 23 % Ni, 3,4 % Mn, остальное Fe

Изучение влияния деформации на кинетику превращения аустенита в мартенсит и на микроструктуру позволит получить важные сведения о сущности влияния деформации и механизме образования зародышей мартенсита.

Институт металловедения и  
физики металлов  
ЦНИИЧМ

Поступило  
20 IV 1950

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> Г. В. Акимов и Л. Е. Певзнер, ЖТФ, в. 1 (1936). <sup>2</sup> И. П. Липилин, Качествен. сталь, № 5—6 (1933); № 5 (1935). <sup>3</sup> С. С. Носырева и М. В. Буракова, Труды УФАН, в. 9 (1937); в. 10 (1940). <sup>4</sup> В. И. Просвирин, Влияние внешнего давления на фазовые превращения в стали и чугуне, 1948. <sup>5</sup> E. Scheil, Z. anorg. u. allg. Chem., 207 (1932). <sup>6</sup> С. С. Штейнберг, ЖТФ, 5, в. 2 (1935). <sup>7</sup> Г. В. Курдюмов, ЖТФ, 18, в. 9 (1948); ДАН, 60, № 9 (1948). <sup>8</sup> Г. В. Курдюмов и О. П. Максимова, ДАН, 61, № 1 (1948); Сталь, № 2 (1950). <sup>9</sup> Г. В. Курдюмов и О. П. Максимова, ДАН, 73, № 1 (1950).

\* На рис. 4 не приведены для недеформированного состояния точки, полученные в области температур выше  $-40^\circ$  (см. <sup>(9)</sup>).