

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 (¹⁻⁵). 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 (^{5,6}).

Однако, в связи с новыми представлениями о природе мартенситных превращений (⁷) и новыми экспериментальными данными об их кинетике (⁸), 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 γ -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.

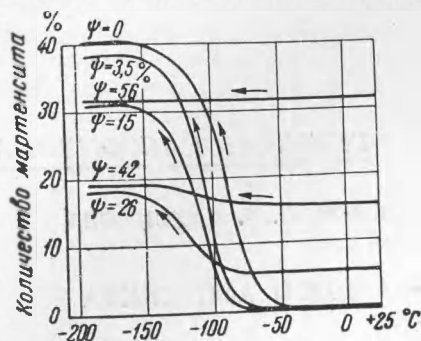


Рис. 1. Влияние степени деформации на превращение аустенита в мартенсит при непрерывном глубоком охлаждении со скоростью 10°/мин. Сталь 0,6% С, 7,1% Мп

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% С, 7,1% Мп) и сплаве железо — никель — марганец (23% Ni, 3,4% Мп), показало, что постепенное увеличение степени деформации от 2—4 до

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 γ -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 γ -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).

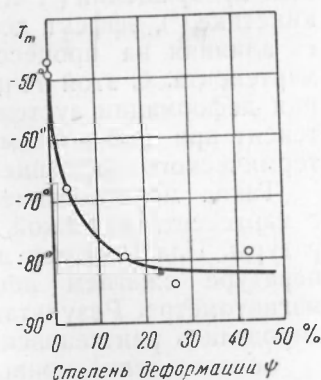


Рис. 2. Влияние степени деформации на „мартенситную точку“ (температуру начала превращения). Сталь 0,6% С 7,1% Мп

Суммарное количество мартенсита, образующееся в результате деформации (M_ψ) и глубокого охлаждения ($M_{охл}$), 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-

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 марганцевой 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 α -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 γ -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 γ -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° начальная скорость превращения деформированной γ -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

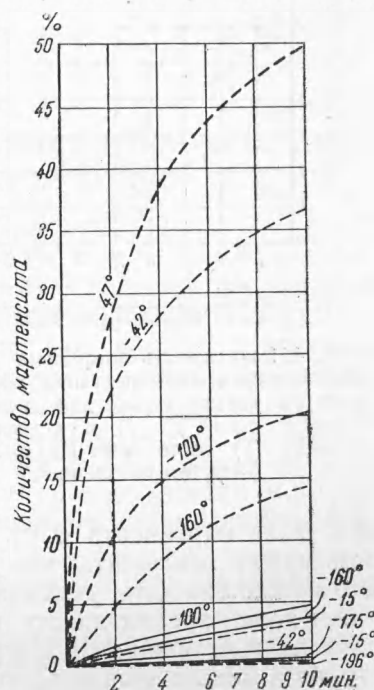


Рис. 3. Изотермическое мартенситное превращение при различных температурах для деформированного на 14% (пунктирные линии) и недеформированного (сплошные линии) состояний (начальный период). Сплав 23% Ni, 3,4% Mn, остальное Fe

практически одинаков и равен 35—37 %. Приведенная ⁽⁸⁾ 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 энергии активации. Влияние деформации сказывается в изменении коэффициента А, 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 ⁽⁹⁾.

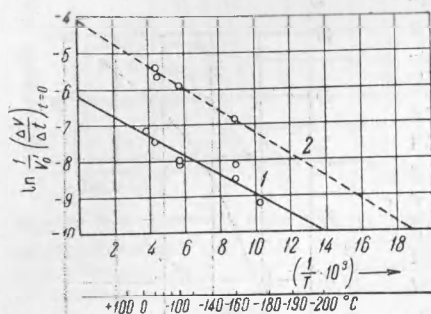


Рис. 4. Зависимость логарифма начальной скорости мартенситного превращения от температуры для деформированного на 14 % (1) и недеформированного (2) состояний*. Сплав 23 % Ni, 3,4 % Mn, остальное Fe

Предварительная деформация на 14 % уменьшает коэффициент А на один порядок (от 10^{-2} до 10^{-3} сек.⁻¹), что выражается на рис. 4 более низким положением кривой, полученной для деформированной γ-фазы.

Величина А может изменяться как от изменения коэффициента К, так и от изменения среднего объема

кристалла мартенсита v ⁽⁹⁾. 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 ⁽⁷⁾. С другой стороны, можно ожидать, что деформация будет приводить к возрастанию К, 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 .

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

Институт металловедения и
физики металлов
ЦНИИЧМ

Поступило
20 IV 1950

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

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