

УДК 669.15.018.295

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

В. Н. ЗАМБРЖИЦКИЙ, О. П. МАКСИМОВА, В. А. АНДРИЕВСКИЙ

ОБ ОБРАЗОВАНИИ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Fe — Ni — C, НЕ СПОСОБНЫХ ПРЕВРАЩАТЬСЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 19 VIII 1971)

Установлено, что образование мартенсита деформации в сплавах различных систем при растяжении в температурном интервале $M_d - M_s$ сопровождается аномальным повышением пластичности и прочности — появлением максимума относительного удлинения при некоторой температуре и резким возрастанием предела прочности. Повышение пластичности обусловлено тем, что появление мартенсита деформации в местах концентрации напряжений (где начинается местное течение) приводит к релаксации напряжений и локальному упрочнению этих мест. В результате течение распространяется на соседние участки и в деформацию постепенно вовлекается весь объем образца (¹⁻⁴).

Было интересно проследить за поведением при деформации высокоустойчивых аустенитных сплавов, не превращающихся при охлаждении до 4° К. Можно было предполагать, что при достаточно низкой температуре деформации эти сплавы также способны испытывать мартенситное превращение.

Рид, деформируя в жидком гелии сплав Fe — 35% Ni, не обнаружил в структуре испытанных образцов мартенсита (⁵). Однако в (⁶) было установлено, что в процессе пластической деформации при температуре —196° С сплавов железа с 33—36% Ni происходит интенсивное мартенситное превращение.

Целью настоящего исследования являлось изучение влияния мартенсита деформации на механические свойства метастабильных аустенитных сплавов системы Fe — Ni — C, не испытывающих превращения при охлаждении в жидком гелии. Исследовалась также микроструктура мартенсита деформации.

Точки M_d исследованных сплавов * приведены в табл. 1.

Деформацию производили растяжением на разрывной машине «Zwick» в интервале температур от +100° С до —196° С. В качестве охлаждающей среды при температурах ниже комнатной использовался этиловый спирт, охлажденный жидким азотом. Работа проводилась на проволочных образцах $\phi = 1$ мм (рабочая длина 50 мм), полученных холодной протяжкой горячекатаных прутков $\phi = 8$ мм. Перед растяжением образцы подвергались закалке из вакуума от температуры 1100° С в воде. Скорость деформации составляла $4 \cdot 10^{-3}$ сек⁻¹. После деформации на тех же образцах проводились магнитометрические измерения количества мартенсита, а также рентгеноструктурное и металлографическое исследования.

Для определения интенсивности мартенситного превращения образцы растягивались до различных степеней, затем разгружались и на них

Таблица 1

Сплав	M_d , °С
H33	—85
H34	—90
H36	—100
25H33	—80

* Содержание C в сплавах H33, H34, H36 0,02%, в сплаве 25H33 0,26%.

магнитометрически определялось количество мартенсита. По этим данным строились кривые образования мартенсита M в зависимости от степени деформации ϵ .

В температурном интервале от $+100^\circ\text{C}$ до -100°C закономерности изменения механических свойств сплава 25Н33 обычны для стабильного аустенита: предел текучести и предел прочности монотонно возрастают с понижением температуры деформации, относительное удлинение несколько снижается (рис. 1а). Однако эта закономерность нарушается при переходе от температуры испытания -100°C к -196°C . В то время как характер кривой $\sigma_{0,2}$ не изменяется, кривая σ_b поднимается круто вверх,

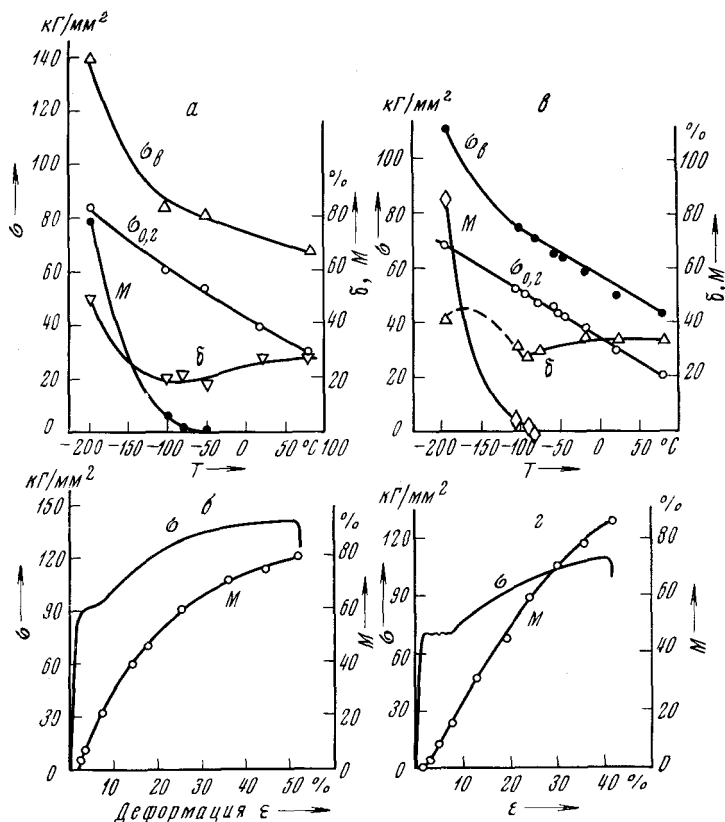


Рис. 1. Результаты механических испытаний сплавов 25Н33 (а, б) и Н34 (в, г). а, в — зависимость механических свойств σ , δ и конечного количества мартенсита M от температуры деформации. б — кривые растяжения σ и образования мартенсита деформации M при -196°C

что сопровождается одновременно резким подъемом удлинения. Это свидетельствует о развитии активного мартенситного превращения при растяжении сплава 25Н33 в жидком азоте.

Действительно, в испытанных при -196°C до разрыва образцах рентгенографически обнаружено наличие мартенсита, а магнитометрически показано, что его количество составляет около 80%. Точка M_d сплава 25Н33 оказалась равной -80°C . Вид диаграммы растяжения (с перегибом и резким повышением коэффициента деформационного упрочнения), в свою очередь, свидетельствует о развитии довольно интенсивного превращения в процессе деформации сплава 25Н33 при -196°C (рис. 1б). Интересно, что механические свойства — σ_b , $\sigma_{0,2}$ и δ — сплава 25Н33 при -196°C вдвое выше, чем при комнатной температуре.

Аналогичная температурная зависимость механических свойств наблюдается и в сплаве Н36. Точка M_d в нем оказалась несколько ниже

(-100°C), а количество мартенсита после разрыва в жидком азоте существенно меньшим ($\sim 50\%$); меньшей интенсивности превращения в этом сплаве соответствует и более пологая форма кривой растяжения при -196°C .

Характерной особенностью механического поведения сплава НЗ4, имеющего более высокую точку M_d (около -90°C) и меньшую устойчивость аустенита по сравнению со сплавом НЗ6, является относительно низкая величина δ при -196°C (лишь немного превышающая значения δ при -100°C) (рис. 1в). В то же время количество мартенсита деформации, образующегося при -196°C , велико и составляет более 85% . Очевидно, такое интенсивное превращение неблагоприятно для вследствие малой пластичности самого мартенсита. Можно полагать, что в сплаве НЗ4 между температурами -100°C и -196°C имеется максимум удлинения, соответствующий некоторой промежуточной интенсивности превращения (¹) (возможный ход кривой δ показан на рис. 1в штрихами).

Кривая растяжения сплава НЗ4 имеет четко выраженную площадку текучести с последующей стадией сильного упрочнения (рис. 1г). К концу площадки текучести образец содержит всего 15% мартенсита, основная же его часть образуется на участке деформационного упрочнения.

Аналогичный характер имеет температурная зависимость механических свойств и кривая растяжения при -196°C , полученные в еще менее устойчивом сплаве НЗ3.

Существенный интерес представляет постепенное изменение характера продуктов мартенситного превращения по мере повышения устойчивости аустенита в сплавах НЗ3, НЗ4 и НЗ6.

Структура мартенсита деформации в сплаве НЗ3, имеющего наивысшую точку M_d , несколько напоминает структуру мартенсита, образующегося при охлаждении сплавов с атермической кинетикой мартенситного превращения (⁷). Кристаллы группируются главным образом в виде зигзагообразных «ферм» и «молний», хотя и имеют менее четкую огранку, чем в случае продуктов охлаждения (рис. 2а). При этом под обычным металлографическим микроскопом можно видеть следы внутреннего двойникования кристаллов (рис. 2 см. вклейку к стр. 1047).

В сплаве НЗ4, занимающем по устойчивости и положению точки M_d промежуточное положение, почти не встречается построений в виде четких ферм и молний, огранка мартенситных пластин еще менее правильна, а степень внутреннего двойникования значительно больше (иногда можно встретить полностью двойникованные кристаллы) (рис. 2б). Для этого материала характерны довольно бесформенные мартенситные образования. Небольшие поля остаточного аустенита заполнены сеткой мартенситных кристаллов, расположенных, по-видимому, вдоль следов октаэдрических плоскостей.

В структуре наиболее устойчивого сплава НЗ6 привлекает внимание сетчатый характер расположения продуктов превращения, причем ориентировка сетки меняется от зерна к зерну (рис. 2в). В каждом зерне, содержащем мартенситную сетку, кристаллы располагаются преимущественно по двум направлениям, соответствующим следам октаэдрических плоскостей (а не по трем). Однако значительная часть мартенсита представляет и в этом сплаве крупные бесформенные образования, целиком заполняющие отдельные зерна. При большом увеличении в этих зернах можно различить отдельные кристаллы, имеющие весьма неправильную форму (рис. 2г).

Совершенно необычна структура продуктов превращения в сплаве 25НЗ3. На начальных стадиях деформации при -196°C в структуре аустенита появляются пересекающиеся полосы деформации. Участки аустенита, расположенные на пересечениях этих полос, а также внутри полос, являются местами преимущественного зарождения мартенситных кристаллов (рис. 3а). Вначале очень мелкие, кристаллы мартенсита по-

степенно растут вдоль этих полос (рис. 3б), образуя затем сплошную сетку. Очень часто возникают целые колонии параллельных кристаллов, которые иногда пересекаются в поперечном направлении другими кристаллами (рис. 3в). Сами мартенситные кристаллы имеют весьма сложную субструктуру (рис. 3г). Некоторые кристаллы мартенсита состоят из четко видимых под микроскопом субзерен, которые продолжаются и в прилегающем аустените (рис. 3д см. вклейку к стр. 1047).

Описанная структурная картина развития мартенситного превращения ранее в сплавах с $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситным переходом не наблюдалась.

Институт физики металлов
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии
им. И. П. Бардина
Москва

Поступило
24 VI 1971

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ I. R. Bressanelly, A. Moskowitz, Trans. ASM, 59, 223 (1966). ² I. Tamura, T. Maki et al., J. Japan Inst. Met., 33, 1383 (1969). ³ И. Я. Георгиева, В. Н. Замбрицкий, О. П. Максимова, Сборн. Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов, 1, М., 1970, стр. 132. ⁴ Ю. Г. Вираховский, И. Я. Георгиева и др., ФММ, 32, 2, 348 (1971). ⁵ R. P. Reed, Phil. Mag., 15, 137, 1051 (1967). ⁶ В. Н. Замбрицкий, О. П. Максимова, И. Я. Георгиева, Тез. докл. Всесоюз. научно-технич. совещ. Прогрессивные методы термической обработки металлов и сплавов, М., 1971, стр. 65. ⁷ И. Я. Георгиева, О. П. Максимова, ФММ, 32, 2, 364 (1971).