

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

А. М. БОРЗДЫКА

**К ВОПРОСУ ОБ ИЗМЕНЕНИИ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОСТИ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ В ЗАВИСИМОСТИ
ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ**

(Представлено академиком Г. Г. Уразовым 17 II 1948)

Как было показано ранее (^{1,2}), при сравнительно низких температурах более высокой теплоустойчивостью обладают мелкозернистые металлы, при более высоких температурах — крупнозернистые. Схематически это соотношение выражается кривыми рис. 1.

Если исходить из теории межкристаллической и внутрикристаллической прочности Джеффриса и Арчера (³), такое соотношение может быть объяснено следующим образом. При комнатной температуре разрыв от растяжения большей частью происходит внутри зерен. Другими словами, при этих температурах границы зерна прочнее и более способны противостоять деформации, чем само зерно. Поэтому мелкозернистый металл обладает большей прочностью из-за относительно большей поверхности межкристаллитных границ.

Когда температура повышается, прочность пограничной зоны уменьшается с большей скоростью, чем прочность кристаллитов, и, начиная с определенной температуры, разрыв происходит преимущественно по границам зерен. Выше этой температуры крупнозернистый металл обладает поэтому большей прочностью.

Температура, при которой крупнозернистый металл становится прочнее мелкозернистого, получила название „равнопрочной“ или „эквивогезивной“ температуры.

Согласно взглядам некоторых исследователей (^{4,5}), эту схему не следует, однако, рассматривать только как результат влияния температуры. Правильнее считать, что разрушение материала по границам зерен является следствием ослабления границ зерна в результате каких-либо физико-химических процессов, вызываемых одновременным воздействием температуры и напряжения, причем эти изменения состояния границ зерна могут иметь необратимый характер.



Рис. 1

Одной из причин подобных изменений можно считать, например, межкристаллитное окисление, имеющее место при наиболее высоких температурах. В пользу последнего предположения говорит тот факт, что указанная закономерность при длительном разрыве выявляется значительно резче и межкристаллитный (хрупкий) излом наступает при более низких температурах, чем в случае обычного кратковременного разрывного испытания (влияние скорости растяжения v_c на равнопрочную точку t_3 показано на рис. 1 стрелками).

Схема Джеффриса и Арчера, установленная на чистых мегаллах, совершенно не отображает влияния внутрискристалльных превращений могущих иметь место при повышенных температурах у целого ряда сплавов.

В частности, при нагреве железохромоникелевых сплавов на базе γ -железа в температурном интервале $900-1300^\circ\text{C}$ параллельно росту кристаллического зерна происходит постепенное насыщение твердого раствора легирующими элементами. Это должно отражаться на теплоустойчивости сплава, в особенности, если он подвержен процессам дисперсионного твердения, связанным с выделением из твердого раствора при вторичном нагреве в области температур $500-800^\circ$ сложных карбидов высокой степени дисперсности.

Для выявления роли насыщенности твердого раствора легирующими элементами и вторичных структурных превращений в твердом растворе мы испытали на ползучесть ряд подверженных дисперсионному

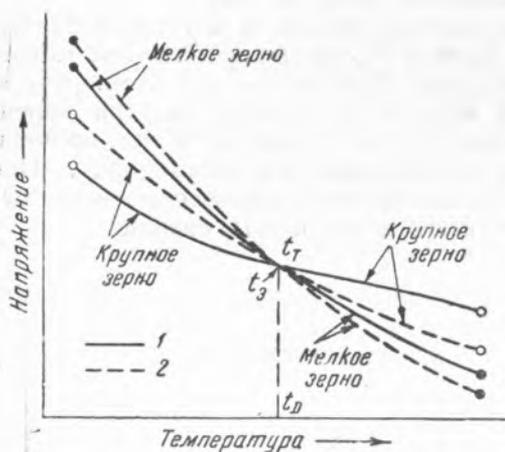


Рис. 2. 1 — закалка, 2 — закалка + отпуск

твердению аустенитных сплавов в двух исходных состояниях: закаленном (гомогенизированном) и отпущенном (стабилизированном).

При относительно невысоких температурах последний вид термообработки дает очевидные преимущества, что в особенности заметно на крупнозернистом материале, закаленном с высоких температур (рис. 2).

Однако сопротивление деформации высоколегированного аустенита при температурах интенсивного развития процессов дисперсионного твердения, в результате предва-

рительного отпуска, вызывающего выделение из твердого раствора сложных карбидов, существенно понижается. Коагуляция же карбидных частиц, протекающая наиболее интенсивно при температурах порядка $800-900^\circ$, в особенности резко понижает теплоустойчивые свойства высоколегированного аустенита, а также уменьшает положительное влияние упрочняющих элементов.

Другими словами, предварительное „отстаривание“ аустенитного сплава „обескровливает“ высоколегированный аустенит, уменьшая его насыщенность специальными легирующими элементами и ограничивая его возможности к дисперсионному твердению в рабочих условиях.

Из вышеизложенного следует, что местоположение точки t_3 , характеризующей „равнопрочную“ температуру (рис. 1), нельзя безоговорочно связывать исключительно с явлением рекристаллизации. Для „стареющих“ аустенитных сплавов, как это показали проведенные нами исследования, „равнопрочная“ температура достаточно точно совпадает как с нижней границей оптимального интервала дисперси-

онного твердения t_D , так и с температурой, равной прочности отпущенного и неотпущенного аустенита, t_T (рис. 2).

Такое совпадение дает достаточный повод к пересмотру старого взгляда⁽⁶⁾, отождествлявшего „равнопрочную“ температуру с низкой температурой рекристаллизации, и заставляет признать ее связь также со вторичными структурными превращениями в твердом растворе.

Поступило
17 II 1948

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ А. М. Борздыка, Изв. Сектора физ.-хим. анализа АН СССР, 16, в. 2, 117 (1946). ² А. М. Борздыка, Сталь, № 6, 215 (1945). ³ Z. Jeffris and R. Archer, The Science of Metals, N. Y., 1924. ⁴ Я. Б. Фридман, Информ. сб. ВИАМ, № 17, 34 (1941). ⁵ М. П. Марковец и А. Т. Гордобей, Сталь, № 5, 157 (1945). ⁶ A. White and C. Clark, Trans. ASM, № 10, 1069 (1934).