

05.3
©1993

О ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛЯХ ПРИ БЫСТРОМ НАГРЕВЕ

А.Н.Бекренев, А.В.Камашев

В традиционном металловедении при анализе фазовых превращений, происходящих в металлических системах в процессе термической обработки, считается, что на систему действует один лишь температурный фактор. Поэтому диаграммы состояния, используемые в практике термической обработки (например, диаграмма состояния "железо-углерод"), построены в координатах: процентное содержание, температура. Это обусловлено тем, что обычно для термической обработки металлов и сплавов используется печной нагрев, т.е. нагрев с малыми скоростями в равновесных условиях при нормальном атмосферном давлении.

Ситуация изменилась с появлением методов обработки материалов, использующих экстремальные условия нагружения: лазерный нагрев, лазерный удар, взрывное деформирование, самораспространяющийся высокотемпературный синтез и т.п. При подобных интенсивных внешних воздействиях использование имеющихся фазовых диаграмм невозможно, так как они не отражают адекватно происходящие в металлических системах фазовые превращения. Исследования [1-4] показывают, что в неравновесных условиях в различных металлических системах образуются метастабильные промежуточные фазы, отсутствующие на равновесных диаграммах состояния. Механизмы образования таких фаз можно понять, принимая во внимание тот факт, что в подобных неравновесных системах наряду с температурным фактором действует фактор давления.

Фактор давления в металлических системах проявляется в виде механических напряжений, имеющих различное происхождение. Это могут быть термоупругие напряжения, вызванные неравномерным нагревом смежных локальных объемов материала; напряжения на границах зерен, блоков мозаики и других структурных элементов; напряжения, вызванные прохождением через металл ударных волн, а также другие виды напряжений, вызванные неравновесными процессами в материале при интенсивных внешних воздействиях. В упругом приближении суммарное напряжение, возникающее в локальном объеме материала, пропорционально давлению: $\sigma \sim P$.

Для реальных металлических систем, находящихся в неравновесных условиях, давления могут достигать весьма значительных величин (как это будет показано ниже), вполне достаточных для появления фаз высокого давления. При длительном сохранении высокого давления эти фазы стабильны, а при кратковременном нагружении, возникающем при интенсивных внешних воздействиях, становятся метастабильными (промежуточными). Они существуют только в течение времени сохранения высокого давления и распадаются (или трансформируются) с образованием равновесных фаз, существующих в равновесных условиях, при релаксации системы после интенсивного внешнего воздействия.

Рассмотрим случай быстрого (лазерного) нагрева среднеуглеродистой стали в область температур $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

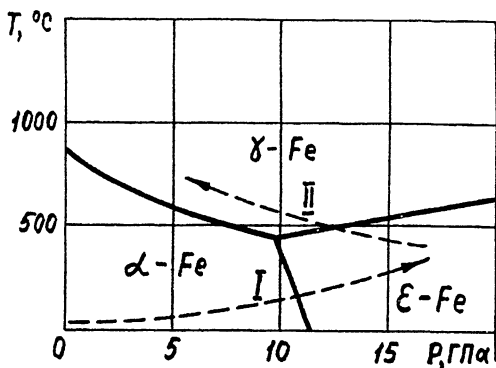
Как известно, лазерный нагрев характеризуется локальностью и высокими значениями температурных градиентов, поэтому область нагрева окружена зоной непрогретого материала. Возникает ситуация, когда расширяющийся в результате быстрого нагрева материал сдавливается окружающим его холодным материалом. При этом происходит быстрый рост давления за счет увеличения термоупругих напряжений в нагретой области. Учитывая тот факт, что повышение температуры в зоне лазерного нагрева происходит значительно быстрее, чем теплоотвод в основную массу материала, определяем величину давления, возникающего в нагретой области, как

$$P = \frac{\beta \Delta T E}{1 - 2\mu}, \quad (1)$$

где β — коэффициент объемного расширения, ΔT — разность температур нагретой и холодной областей, E — модуль Юнга, μ — коэффициент Пуассона.

Для лазерного нагрева в область аустенизации стали $\Delta T = 750$ К. Пользуясь [5], примем следующие значения вышеуказанных величин для среднеуглеродистой стали: $\beta = 4.2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ (как утроенное значение коэффициента линейного расширения), $E = 2.2 \cdot 10^{11}$ Па, $\mu = 0.3$. Вычисления давления по формуле (1) дает величину, равную 17 ГПа. Следует заметить, что в реальной металлической структуре из-за наличия границ зерен, блоков, фаз, а также несоответствия на межзеренных и межфазных границах существуют концентраторы напряжений, следовательно, имеются локальные объемы, где давления еще выше.

Согласно экспериментальным данным [6], железо при таком давлении существует в гексагональной ϵ -модификации,



Фрагмент P - T -диаграммы для железа [6] и последовательность стадий $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения при быстром нагреве.

а сталь — в виде ε -твердого раствора углерода [7]. Поэтому можно предположить, что в условиях быстрого локального нагрева $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в железе и сталях идет с участием промежуточной ε -фазы по схеме: $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ (см. P - T диаграмму на рисунке), т.е. α -фаза при увеличении давления в результате роста термоупругих напряжений при быстром нагреве переходит в ε -фазу, имеющую меньший удельный объем, после чего давление снижается и происходит последующая перестройка в γ -фазу.

В пользу такого пути превращения говорит следующий факт. Решетки α - и γ -фаз железа (ОЦК и ГЦК решетки) трудно сопрягаются между собой. Сопряжение решеток ОЦК с ГПУ и ГПУ с ГЦК решетками происходит значительно легче. Скорость фазовых превращений зависит от ряда факторов, в том числе от степени сопряженности решеток исходной и вновь образующейся фаз. Превращения в неравновесных условиях происходят преимущественно по наилегчайшему пути (при этом снижается энергия активации и возрастает скорость превращения). Переход ОЦК-ГПУ (на первой стадии превращения) осуществляется путем потери устойчивости объемцентрированной решетки при всестороннем сжатии. Эта стадия способна осуществиться со скоростью упругой релаксации решетки за время $\sim 10^{-13}$ с. Но, поскольку при лазерном нагреве понятие "источник тепла" существует начиная со времени 10^{-10} - 10^{-9} [8], то время протекания этой стадии превращения "запаздывает" на 10^{-9} с и более.

Процесс трансформации решетки ГПУ в ГЦК также облегчен в связи с более полной степенью сопряжения этих решеток. Если эта стадия превращения осуществляется пу-

тем кооперативного сдвига, то время ее протекания также может быть эквивалентно времени протекания упругой релаксации решетки, т.е. $\sim 10^{-13}$ с.

Существование промежуточных (неравновесных) фаз в течение столь короткого времени не позволяет подробно исследовать их имеющимися экспериментальными средствами. Теоретический анализ условий в зоне интенсивных внешних воздействий позволяет предположить правомерность данного механизма фазовых превращений в сталях.

Список литературы

- [1] Альшевский Ю.Л., Кульницкий Б.А., Коняев Ю.С., Усиков М.П. // ФММ. 1984. Т. 58. В. 4. С. 795-803.
- [2] Жигунов В.В., Мокров А.П., Безуглов А.Ю., Гуров К.П. // ДАН СССР. 1985. Т. 285. С. 113.
- [3] Добромислов А.В., Талуц Н.И., Демчук К.М., Мартемьянов А.Н. // ФММ. 1986. Т. 62. В. 3. С. 541-546.
- [4] Иванова Е.В., Любушкина Л.М., Манаков Н.А. // Металлофизика. 1989. Т. 11. В. 1. С. 8-12.
- [5] Кикоин И.К. Справочник физических величин. М.: Атомиздат, 1976. 1005 с.
- [6] Тонков Е.Ю. Фазовые диаграммы элементов при высоком давлении. М.: Наука, 1979. 192 с.
- [7] Григорович В.К. // Изв. АН СССР. Металлы. 1969. В. 1. С. 53.
- [8] Анисимов С.И., Имас Я.А., Романов Г.С. и др. Действие излучения большой мощности на металлы. М.: Наука, 1970. 272 с.

Самарский государственный
технический университет

Поступило в Редакцию
9 августа 1993 г.