

атермическое превращение является самостоятельным процессом и не обусловлено быстрым протеканием изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Изотермическое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение во всех изученных сплавах Fe—Ni обладает чертами, отличающими его от нормального превращения, установленного в сплавах Fe—Cr: максимальная скорость изотермического превращения наблюдается на начальных его стадиях (в отличие от классического нормального превращения, где максимальная скорость достигается при образовании $\sim 50\%$ новой фазы); в изотермических условиях $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в сплавах Fe—Ni быстро затухает и прекращается при наличии γ -фазы²; количество α -фазы, которое может образоваться в изотермических условиях, зависит от переохлаждения и увеличивается при его увеличении (вплоть до начала атермического превращения). Скорость изотермического превращения и количество изотермически возникающей α -фазы велики в сплавах с малым содержанием никеля (высокой T_0) и закономерно уменьшаются по мере роста концентрации никеля в сплаве или повышении давления (снижения T_0), так что в сплаве с 20% Ni скорость и эффект изотермического превращения во всем интервале температур, где оно наблюдается, уже очень малы. Температура начала изотермического превращения снижается по мере снижения T_0 быстрее, чем температура начала мартенситного превращения, и в сплаве с 20% Ni оказывается ниже мартенситной точки (см. рис. 4).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Таким образом, в сплавах Fe—Ni рассмотренного состава полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение может происходить двумя путями: термически активируемым и атермическим (мартенситным). Термически активируемое превращение обладает особенностями, отличающими его от нормальных полиморфных превращений и характерными для бейнитных и изотермических мартенситных превращений. Превращение нормального типа в этих сплавах не наблюдается.

Возникает вопрос, с чем связаны особенности термически активируемого $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплавах Fe—Ni и почему в них не наблюдается нормального $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, обнаруженного в сплавах Fe—Cr. Возможно, что особенности изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплавах Fe—Ni обусловлены взаимодействием кристаллов возникающей α -фазы с матрицей, характерным для превращений в твердом состоянии [12—14]. Однако тот факт, что эти особенности не проявляются при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в сплавах Fe—Cr (при сопоставимых температурах превращений), позволяет заключить, что особенности изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплавах Fe—Ni носят иную природу и, по-видимому, являются проявлением теоретически предсказанной Д. Е. Темкиным [15] специфики полиморфного превращения, происходящего в двухфазной области диаграммы состояния, — быстрого уменьшения скорости превращения в этих условиях во времени. Такой подход позволяет объяснить различие кинетики превращения в сплавах Fe—Cr и их аналогах, где γ -область замкнута и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение реализуется в однофазной области, и в сплавах Fe—Ni и аналогичных им сплавах (в том числе, в сплавах Fe—C), температура $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в которых при легировании снижается и полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение происходит внутри двухфазной области. Изучение кинетики полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превраще-

² Аналогичные особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплаве с 16% Ni описаны М. Д. Перкасом и В. М. Кардонским [8].

ния в сплавах указанных двух типов могло бы показать, в какой мере справедливо это предположение.

Особенности кинетики бейнитного превращения также могут быть следствием того обстоятельства, что полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в сплавах Fe—C происходит в двухфазной области и должно обладать теми же особенностями, что и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в сплавах Fe—Ni.

Особенности кинетики изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сплавах Fe—Ni аналогичны особенностям кинетики изотермического мартенситного превращения. В связи с этим представляется вероятным, что изотермическое мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, обнаруженное во многих

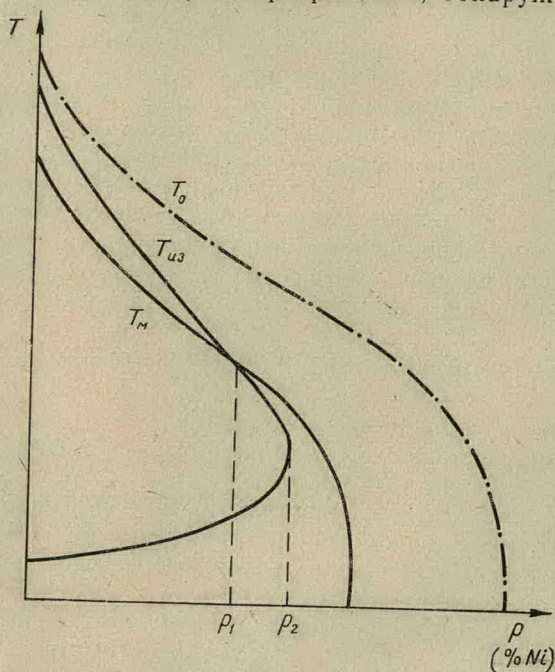


Рис. 5. Зависимость температур начала термически активируемого $T_{из}$ [16] и атермического T_m превращений от давления (схема).

сплавах на основе железа, является низкотемпературным продолжением термически активируемого превращения, аналогичного превращению в сплавах Fe—Ni.

Более быстрое снижение температуры начала термически активируемого превращения по сравнению с мартенситной точкой по мере возрастания содержания никеля и увеличения давления (по мере снижения T_0) является общей закономерностью для термически активируемых процессов [16]. Вследствие этого взаимное расположение температурных интервалов термически активируемого и атермического превращений может меняться: изотермическое превращение может начинаться при температурах как более высоких, чем температура начала атермического превращения T_m (при $p < p_1$, рис. 5), как наблюдается в сплавах Fe—Ni с высокими T_0 , так и более низких, чем T_m (при $p > p_1$ см. рис. 5). При еще более низких значениях T_0 (большем содержании легирующих элементов, большем давлении), например, при $p > p_2$ (см. рис. 5) изотермическое превращение может вовсе отсутствовать.

Наконец, крайне важным является вопрос о влиянии на кинетику термически активируемого $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения малых примесей, и в пер-