

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ СПЛАВОВ Ti-Ni С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХУПРУГОСТИ

Хмелевская И.Ю., Комаров В.С., Карелин Р.Д.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия
khmel@tmo.misis.ru

При измерении твердости методами вдавливания индентора снятие нагрузки сопровождается упругим восстановлением отпечатка, уменьшающим его диагональ или диаметр. Число твердости определяется по размерам «восстановленного» отпечатка [1]. В сплавах с эффектом памяти формы при проникновении индентора кроме упругой и пластической деформации может происходить также деформация за счет мартенситного превращения (МП) под нагрузкой или за счет переориентации термического мартенсита, а к упругому восстановлению отпечатка может добавляться сверхупругое. При измерении твердости разными методами, например, HB или HRC получаются не только количественно несовпадающие результаты, но и качественно меняется характер зависимости твердости от температуры отжига [2].

В работе проведено измерение твердости образцов сплавов на основе Ti-Ni на твердомерах Роквелла и Виккерса стандартным способом при комнатной температуре, в кипящей воде и в интервале температур 20-300 °С. Измерения твердости по Виккерсу с нагрузкой $P = 10$ Н при повышенных температурах проводили на установке Лозинского [3]. Образцы диаметром 14,8x5 мм нагревали в камере при остаточном давлении 10^{-1} Па до 350 °С и проводили индентирование при последовательном охлаждении до комнатной температуры. Размеры диагоналей отпечатков определяли на оптическом микроскопе «Union» при комнатной температуре. Исследовали сплавы различного химического состава, имеющие при комнатной температуре разное фазовое состояние (Таблица 1). Для сплава 2 температуры мартенситных превращений приведены после закалки и после 10 ч старения при 450 °С.

Таблица 1 - Химический и фазовый состав исследованных сплавов

№	Содержание элементов, ат. %			T_R °С	M_n °С	M_k °С	Фазовый состав при 20°С
	Ti	Ni	Fe				
1	49.9	50.1	-	34	43	5	R+B19'
2	49	50.7	-	-2/46	-20/2	-38/-25	B2/R
3	53	47	-	-	66	46	B19'
4	50	47	3	-60	-170	-196	B2

При вдавливании индентора значительная деформация (более 30 %) частично набирается особым механизмом [4]. В сплаве 1 с температурой окончания прямого мартенситного превращения M_k ниже комнатной деформация ниже M_n набирается за счет образования из R-фазы и переориентации B19'-мартенсита. В заэквиатомном по Ni сплаве 2 при температуре деформации выше A_n и ниже M_d – за счет превращения B2 или R-фазы в B19'-мартенсит. При снятии нагрузки часть деформации возвращается за счет сверхупругости, связанной с возвращением мартенсита к исходной ориентировке или с обратным МП в интервале, где образовавшийся мартенсит не стабилен. Другая часть деформации может вернуться при нагреве за счет обратного МП (Рис.1, кривая 1). При этом наиболее значительную деформацию испытывает центр отпечатка, где протекают процессы пластической деформации. Закономерность изменения твердости при охлаждении из области существования высокотемпературной B2-фазы (выше 200 °С) в мартенсит идентична температурной зависимости фазового предела текучести [5]. При приближении к температуре M_n сопротивление деформации снижается и размер отпечатка увеличивается за счет пластичности B2→R→B19' превращения. Деформация, набранная за счет

образования В19'-мартенсита в условиях сложноподвиженного состояния при индентировании, может быть частично восстановлена за счет ЭПФ при нагреве выше температуры A_k . Как видно из рисунка 1, при нагреве выше A_k частично восстанавливаются свои размеры отпечатки, нанесенные в мартенситной области, где и проявляется действие аномальных обратимых механизмов деформации. Необратимая же часть деформации сказывается в повышении твердости на 80 ед. НВ (см. кривую 2).

В сплаве 3 при нанесении отпечатков в мартенситной области ниже температуры M_k отпечаток формируется в основном за счет переориентации термического мартенсита. Восстановление отпечатка при нагреве выше 300 °С (температуры A_k после ~30 % деформации индентированием) соответствует изменению твердости в 50-70 НВ. Доказательством участия сверхупругой деформации в восстановлении отпечатка в сплаве 3 является также различие в значениях твердости, измеренной на головке и в рабочей части разрывного образца после деформации растяжением на 5 %: 180 и 155 НВ соответственно. Деформация растяжением сопровождается переориентацией мартенсита, и восстановление отпечатка в рабочей части затруднено.

Нанесение отпечатков при комнатной температуре в В2-фазе (сплав 4) вдали от превращений выше температуры M_d не сопровождается восстановлением отпечатков при нагреве. Измерения показывают твердость В2-фазы.

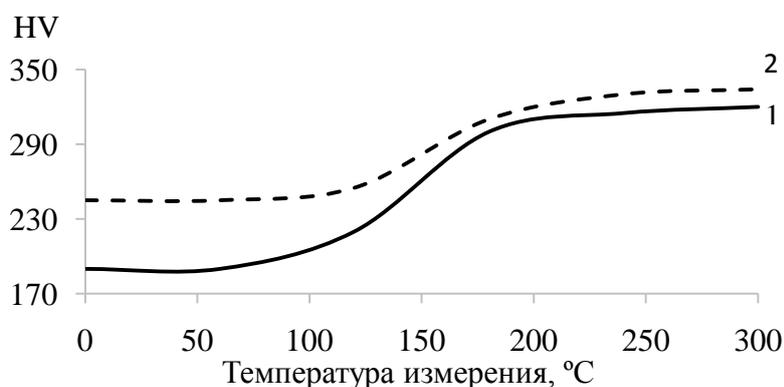


Рисунок 1 - Зависимость твердости по Виккерсу сплава Ti-50.1ат. %Ni от температуры вдавливания индентора. 1- без дополнительного нагрева; 2 – после нагрева выше A_k

Проявление аномальных обратимых механизмов деформации при измерении твердости различными методами приводит к искажению вида зависимостей и величин «истинной» твердости исследуемых сплавов. Приведенные на рис. 2 зависимости твердости по Роквеллу сплава Ti-50,7 ат.% Ni от температуры старения, измеренные при 20 и 100 °С резко отличаются по характеру. В результате старения изменяются фазовый состав и температуры мартенситных превращений сплава (T_R и M_H) (рис.3). Температура измерения твердости меняет свое положение относительно них, что в разной степени способствует реализации эффектов памяти формы и сверхупругости, участвующих в формировании отпечатка (рис.2, кривая 2).

Наибольший «провал» твердости в интервале температур 350-450 °С соответствует наиболее интенсивному старению и повышению характеристических температур T_R до 46°С, M_H до 1°С. Формирование отпечатка в температурном интервале ниже T_R но выше M_H реализуется в благоприятных условиях $R \rightarrow B19'$ -превращения, что соответствует наименьшей измеренной твердости 31 HRC (рис 2, кривая 1).

Твердость, измеренная вдали от интервала превращений, выше температуры M_d , позволяет оценить твердость В2-фазы, упрочненной в результате старения с выделением дисперсной фазы Ti_3Ni_4 – 45 HRC (рис 2, кривая 2).

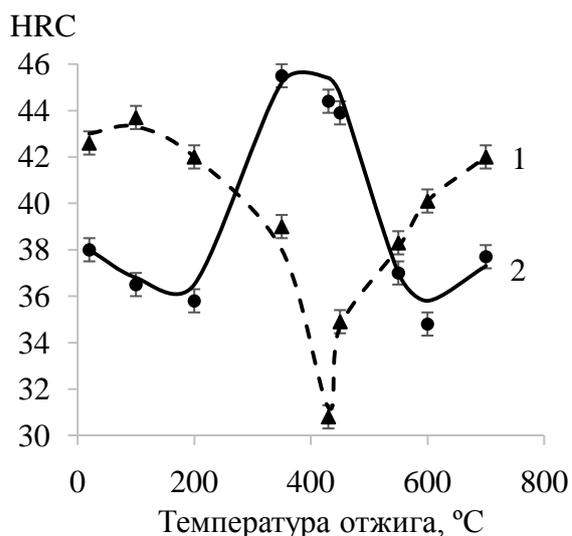


Рисунок 2 - Зависимость твердости по Роквеллу сплава Ti 50,9 ат.% Ni, от температуры 10 ч старения. Измерения при 20 °C (1) и при 100 °C (2).

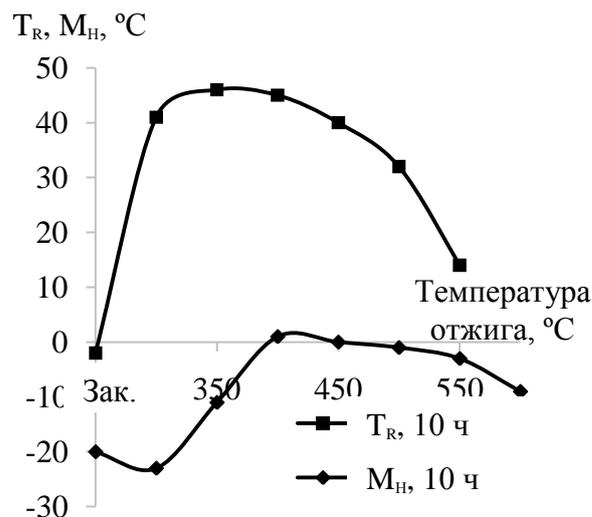


Рисунок 3 - Влияние режимов 10 ч старения на температуры мартенситных превращений сплава Ti 50,9 ат.% Ni.

Полученные результаты позволяют сформулировать требования к методике измерения твердости материалов, проявляющих эффекты памяти и сверхупругости.

Для определения «истинной» твердости высокотемпературной фазы следует производить измерения при температурах выше M_d , причем при оценке M_d необходимо учитывать, что деформация под индентором превышает 30 % [4]. Для определения твердости низкотемпературных фаз необходимо предварительной деформацией реализовать переориентацию мартенсита. При невозможности соблюдения указанных условий измерений предпочтительнее измерение твердости методом Роквелла, при котором сверхупругое восстановление отпечатка частично подавляется, так как окончательное показание снимается под предварительной нагрузкой 100 Н.

Литература

1. ГОСТ 9012-59, ГОСТ 9013-59, ГОСТ 9450-71.
2. Хмелевская И.Ю., Займовский В.А. Необычные механические свойства сплавов, Киев, 1980, с.24-25.
3. Лозинский М.Г. Строение и свойства металлов и сплавов при высоких температурах. М. Metallurgizdat, 1963, 535 с.
4. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов, т.2, 368 с.
5. С.В. Олейникова, С.Д. Прокошкин, Л.М. Капуткина и др. Технология легких сплавов, 1990, №4, с.28-34.