

УДК 539.37

О ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЗРЫВНОМ ПЛАКИРОВАНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СПЛАВОМ ИНКОНЕЛЬ 625

Х. Р. З. Раджани, С. А. А. А. Мусави

Университет Тегерана, Тегеран, Иран, hamid.r.zareie@ut.ac.ir

Исследованы критические условия локализации пластической деформации при взрывном плакировании низкоуглеродистой стали сплавом Инконель 625. В исследуемом диапазоне параметров соударения при энергии удара до 205 кДж внутри сплава не обнаружено полос адиабатического сдвига — основного признака локализации деформации. В низкоуглеродистой стали при энергии удара более $78 \div 114$ кДж локализация деформации наблюдается и внутри полос адиабатического сдвига развиваются микротрещины. Для объяснения результатов и изучения термомеханического поведения материалов использована модель Джонсона — Кука.

Ключевые слова: плакирование взрывом, сплав Инконель 625, низкоуглеродистая сталь, локализация пластической деформации, образование микротрещин.

ВВЕДЕНИЕ

Инконель 625, сплав на основе никеля, играет важную роль в развитии стратегических отраслей промышленности, где жесткие внешние условия требуют применения материалов, обладающих высокими эксплуатационными характеристиками. Инконель 625 характеризуется жаропрочностью и высокой стойкостью к коррозии [1]. Несмотря на отличные свойства, высокая стоимость производства сплава ограничивает его применение. Поэтому представляют интерес методы нанесения слоя сплава Инконель на более экономичную подложку. Хотя методы тепловой сварки и наплавки недороги, доступны и функциональны, они приводят к ухудшению коррозионной стойкости и механических свойств сплава Инконель 625. При плакировании наплавкой это обусловлено вводом интенсивного потока тепла [2, 3], образованием интерметаллических соединений [2], горячим трещинообразованием [4, 5], растворением [2] и расслоением [3–7] компонентов. Недостатки стандартных технологий способствуют развитию методов плакирования, в которых исходные материалы находятся в твердом состоянии.

Метод плакирования взрывом потенциально является твердотельным способом из-

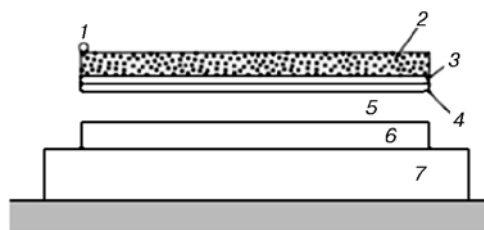


Рис. 1. Схема сборки для взрывного плакирования:

1 — детонатор, 2 — ВВ, 3 — буфер, 4 — метаемая пластина, 5 — воздушный зазор, 6 — плакируемая пластина, 7 — основание (наковальня)

готовления биметаллических пластин Инконель/подложка для отраслей промышленности, где необходимы материалы с характеристиками суперсплава. Схема взрывного плакирования пластин состоит в следующем (рис. 1): на заданном расстоянии d параллельно основной пластине (подложке) расположена плакирующая пластина, зазор между ними заполнен воздухом. На метаемой пластине (ударнике) расположен слой постоянной толщины взрывчатого вещества (ВВ), скорость детонации v_d которого известна. Отношение удельных масс ВВ и ударника, иначе называемое коэффициентом нагрузки R , играет важную роль при взрывном плакировании. При взрыве ударник ускоряется продуктами взрыва в направлении подложки и соударяется под углом с основной пластиной. При этом из материалов по-

верхностных слоев пластин формируется кумулятивная струя, очищающая поверхности соударения. Увеличение коэффициента нагрузки способствует росту скорости метания ударника v_f при фиксированной скорости детонации. При увеличении ширины зазора d скорость метания также повышается, но в меньшей степени. В результате увеличиваются угол соударения и масса материала, переходящего в струю. При формировании струи образуются ювенильные поверхности, которые под действием высокого ударного давления приходят в соприкосновение на атомарном уровне, и в результате создается металлическая связь между материалами ударника и подложки [8].

Несмотря на кажущуюся простоту метода, взрывное плакирование не всегда заканчивается положительным результатом. Требуется выполнение ряда условий для достижения успеха. Одно из таких существенных условий — способность материалов выдерживать высокоскоростное деформирование без локализации пластической деформации, так как этот эффект приводит к уменьшению прочности материала на разрыв [9]. При высоких скоростях деформирования, характерных для взрывного нагружения, тепло, генерируемое при диссипации пластической работы, не успевает равномерно распределиться по объему материала ввиду малого времени существования высоких параметров. Подобное адиабатическое явление способствует локализации распределения температуры материала. Тепловое разупрочнение увеличивает пластическую деформацию в этих локальных местах, и гомогенная деформация будет испытывать возмущения в форме термомеханической неустойчивости [10–14]. Увеличение средних значений деформации и напряжений внутри материала также вызывает развитие термомеханической неустойчивости [10, 15]. Другими словами, дальнейшая пластическая деформация будет связана с приращением температуры и деформации в локальных адиабатических точках. Для того чтобы наблюдать локализованную пластическую деформацию, термомеханическая неустойчивость должна быть интенсифицирована путем наложения дополнительной деформации и напряжения, с тем чтобы достичь критического условия, при котором усиливающееся тепловое разупрочнение приводит к концентрации прикладываемой пластической деформации в локальных адиабатических областях [10]. С этого момента пла-

стическая деформация начинает быстрее концентрироваться в локальных адиабатических участках, называемых полосами адиабатического сдвига (ПАС), чем в объеме материала. Прекращается рост напряжения в материале при увеличении деформации, что обусловлено определяющей ролью теплового размягчения, а не эффектом упрочнения. Критическое условие перехода объемной пластической деформации к локализации пластической деформации связано с характерными свойствами материалов, и более высокие значения статической сдвиговой прочности и модуля работы упрочнения сопровождаются большими значениями критического напряжения для перехода к локализации пластической деформации [10].

В ряде работ при взрывном плакировании вблизи поверхности раздела исследуемых материалов обнаружены полосы адиабатического сдвига [16, 17]. Наличие этих полос одновременно с прочным соединением привело к заключению о прямой связи прочности сварного шва с формированием ПАС. Но объяснение этой связи и роли ПАС в получении прочных сварных швов предложено не было. Также не была изучена возможность разрушения материалов по этим полосам при более интенсивном нагружении, хотя исследования при высоких скоростях деформирования указывают на отрицательное влияние локализации деформации на механическое поведение материалов, обусловленное появлением вакансий [18], микротрещин и расслоений внутри ПАС [9, 19, 20]. Полосы адиабатического сдвига, проявляющиеся как узкие темные или светлые полосы внутри микроструктуры материалов, являются основным признаком локализации пластической деформации [19, 20].

Цель настоящей работы — исследовать влияние локализации пластической деформации на характеристики биметалла Инконель 625 / сталь, полученного методом взрывного плакирования, и понять, могут ли полосы адиабатического сдвига быть причиной расслоений при более интенсивном нагружении. Приведена оценка критического диапазона энергии соударения и соответствующего диапазона параметров плакирования. Выполнено аналитическое исследование термомеханического поведения обоих материалов для объяснения наблюдаемых результатов. Результаты исследования могут рассматриваться как первый шаг к успешному плакированию взрывом

Таблица 1

Химический состав изучаемых материалов

Материал	Ti	Cu	Mo	Nb	Al	Ni	Cr	Mn	Si	C	Fe
Сталь ASTM A517	—	0.026	—	0.03	0.023	0.02	0.025	0.5	0.18	0.13	Остальное
Инконель 625	0.3	—	9.46	3.81	0.32	Остальное	21.12	0.42	0.34	0.08	0.48

Таблица 2

Параметры режимов плакирования

Номер образца	Коэффициент нагрузки R	Величина зазора d , мм	Толщина слоя ВВ, мм	Скорость детонации, м/с	Скорость удара, м/с	Энергия удара, кДж
1	1	4	28	2 280	480	44
2	2	2	56	2 750	642	78
3	2	4	56	2 750	776	114
4	3	2	84	3 100	859	140
5	3	4	84	3 100	1 040	205

низкоуглеродистой стали пластиной из сплава Инконель 625.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В исследуемых образцах пластина из низкоуглеродистой стали ASTM A517 размерами $130 \times 80 \times 20$ мм плакировалась пластиной из сплава Инконель 625 размерами $150 \times 100 \times 3$ мм. Химический состав материалов, измеренный квантометром, приведен в табл. 1. Обе пластины взяты в отожженном состоянии для того, чтобы исключить влияние текстуры материалов на результаты. Для удаления загрязняющих веществ с контактных поверхностей пластины шлифовались наждачной бумагой зернистостью 600. В качестве ВВ использовалась однородная смесь 84 % нитрата аммония, 6 % дизельного топлива и 10 % ТНТ (плотность 0.9 г/см^3 , скорость детонации при толщине 100 мм — 3 300 м/с, энергия Гарни 950 кДж/кг). Использование частиц тротила способствует стабилизации взрывного процесса. Скорость детонации зависит от толщины слоя ВВ и измерялась при толщине 100 мм. Для подрыва использовались электрический детонатор и промежуточный заряд из взрывчатого вещества С4 для сокращения участка инициирования детонации.

Для исследования локализации пластической деформации в обоих материалах при плакировании взрывом реализованы пять режимов

плакирования. Коэффициент нагрузки и величина зазора выбраны в качестве основных параметров сварки для варьирования скорости и энергии удара (табл. 2). Для оценки скорости метаемой пластины v_f использовано уравнение, предложенное в работе [21]:

$$v_f/v_d = 0.0002(E_G)^{0.5}(d/t_f)^{0.275}R^{0.423}, \quad (1)$$

где E_G — энергия Гарни для ВВ, t_f — толщина ударника. Кинетическая энергия удара определяется выражением

$$E = 0.5(\rho V)v_f^2, \quad (2)$$

где ρ и V — плотность и объем пластины Инконель 625, $\rho = 8.44 \text{ г/см}^3$, $V = 45 \text{ см}^3$. Увеличение коэффициента нагрузки и/или ширины зазора способствует росту скорости и энергии удара и интенсификации термомеханической нестабильности.

После задания параметров режима взрывчатую смесь укладывали в деревянную коробку, высота которой соответствует коэффициенту нагрузки, и помещали на метаемую пластину. Величина зазора задавалась маленькими проставками из меди. Подготовленная сборка перемещалась во взрывную камеру, где и выполнялось взрывное плакирование (рис. 2).

Для поиска в микроструктуре материалов признаков локализации пластической деформации шлифы поперечных сечений биметалла протравливались: сталь — 2%-м раство-

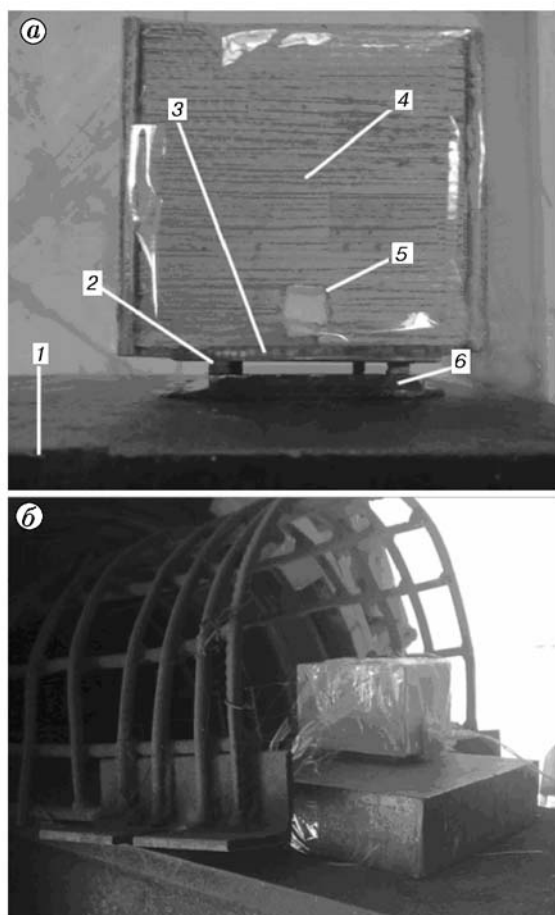


Рис. 2. Подготовленная сборка для взрывного плакирования (а) и используемая взрывная камера (б):

1 — наковальня (металлический сляб), 2 — проставка, 3 — метаемая пластина, 4 — деревянный ящик, 5 — место для ввода детонатора, 6 — основная пластина

ром спирта и азотной кислоты (Nital), Инконель 625 — раствором соляной и азотной кислот. Для изучения микроструктурных характеристик применялись оптический и сканирующий электронный микроскопы.

Было выполнено аналитическое исследо-

вание термомеханического поведения материалов. Зависимость напряжения течения τ от средней величины пластической деформации γ_p оценивали по модели Джонсона — Кука [10], в которой учитываются деформационное упрочнение материала, упрочнение, связанное со скоростью деформирования, и тепловое разупрочнение:

$$\tau = (A + B\gamma_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\gamma^\circ}{\gamma_0^\circ} \right) \times \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right], \quad (3)$$

$$T = T_0 + \frac{\beta}{\rho C_p} \int \tau d\gamma_p. \quad (4)$$

Здесь A — статическая сдвиговая прочность материала при комнатной температуре, B — модуль работы упрочнения, T_0 — комнатная температура, T_m — температура плавления материала. Эквивалентная скорость пластического деформирования γ° нормирована на базовое значение скорости деформирования γ_0° . Параметр n учитывает эффект деформационного упрочнения, m моделирует эффект теплового разупрочнения, C определяет чувствительность к скорости деформирования. Значения этих констант для Инконель 625 и низкоуглеродистой стали приведены в табл. 3 [10, 22, 23]. Для численного интегрирования использовано правило прямоугольника, выражаемое формулой Ньютона — Котеса.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1. Начальная микроструктура материалов

На рис. 3 показана исходная микроструктура исследуемых пластин. Микроструктура

Таблица 3

Константы модели Джонсона — Кука для изучаемых материалов [10, 22, 23]

Материал	A , МПа	B , МПа	C	T_m , К	n	m	C_p , Дж/(кг · К)	β	ρ , кг/м ³	γ_0° , с ⁻¹
Инконель 625	400	1798	0.031	1650	0.91	1	444	0.9	8440	3300
Низкоуглеродистая сталь	217	234	0.076	1680	0.643	1	490	0.9	7850	7500

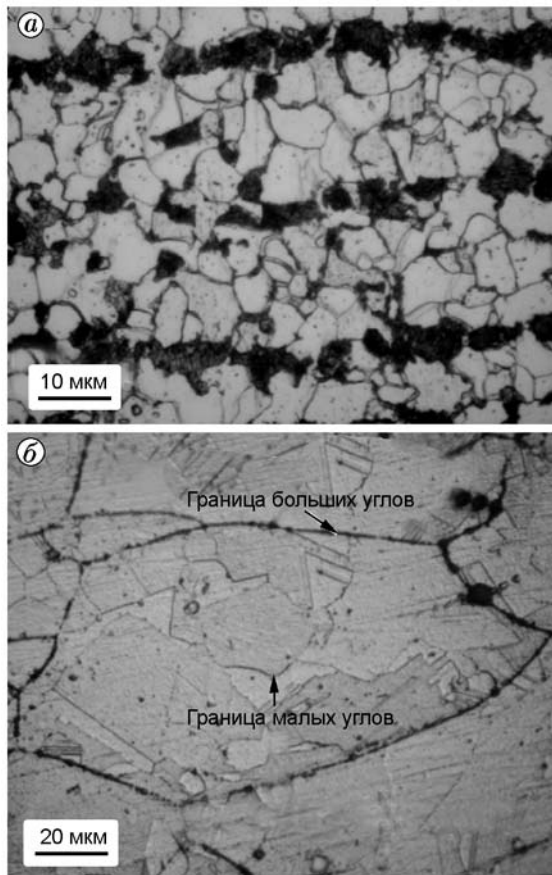


Рис. 3. Начальная микроструктура материалов:

a — низкоуглеродистая сталь, *б* — суперсплав Инконель 625

стальной пластины состоит из зерен феррита и колоний перлита (рис. 3, *a*). Применение отжига при изготовлении пластин из Инконеля 625 приводит к двум типам зерен — основным зернам и субзернам (рис. 3, *б*). Накопление дислокаций при восстановлении способствует образованию субзерен, тогда как основные зерна развиваются при рекристаллизации и росте при отжиге, когда перемещение границ основных зерен обусловлено сращиванием границ субзерен [24]. В результате коалесценции микроориентация субзерен уменьшается, что значительно снижает свободную энергию границ субзерен и вызывает появление нечетких границ субзерен при травлении (рис. 3, *б*).

Однако процесс отжига не может инициировать в стальной пластине структуру субзерен, подобную наблюдаемой в сплаве Инконель 625 (см. рис. 3, *a*). Возможно, это связано с ОЦК-структурой стали, в которой недоста-

ток барьеров для движения дислокаций, подобных барьеру Ломера — Коттрелла, не позволяет дислокациям скапливаться и эффективно инициировать образование субзерен, в отличие от сплава Инконель 625, ГЦК-структура которого способствует формированию субзерен при отжиге [25].

2.2. Локализация пластической деформации в сплаве Инконель

Рис. 4 иллюстрирует микроструктуру сплава Инконель 625 после взрывного плакирования для образцов № 1–5 (условия плакирования см. в табл. 2). Видно, что изменение условий плакирования не приводит к значительному изменению микроструктуры сплава Инконель. Но во всех случаях на пластине со стороны сплава Инконель наблюдается область, в которой размер зерен, примыкающих к поверхности раздела, значительно уменьшается и исчезают границы основных зерен при приближении к стальной пластине. Подобная картина может быть связана со значительными деформациями в окрестности поверхности раздела, что обуславливает измельчение зерен вблизи сварного шва [26–28].

Наблюдения микроструктуры со стороны сплава Инконель указывают на отсутствие полос адиабатического сдвига, являющихся признаком локализованной пластической деформации. Вблизи поверхности раздела видно только однородное распределение измельченных зерен. Другими словами, увеличения энергии ударника до 205 кДж для образца № 5 недостаточно для возбуждения термомеханической неустойчивости. То есть используемые параметры взрывного плакирования не позволяют достичь критического условия перехода от однородной деформации к ее локализации, и пластина из сплава Инконель может успешно использоваться в исследованной области значений коэффициента нагрузки и ширины зазора. Однако при более высоких энергиях удара возможна локализация пластической деформации внутри сплава Инконель, т. е. использование более жестких условий соударения при взрывном плакировании материалов может привести к появлению дефектов при сварке, подобных локальному плавлению [29].

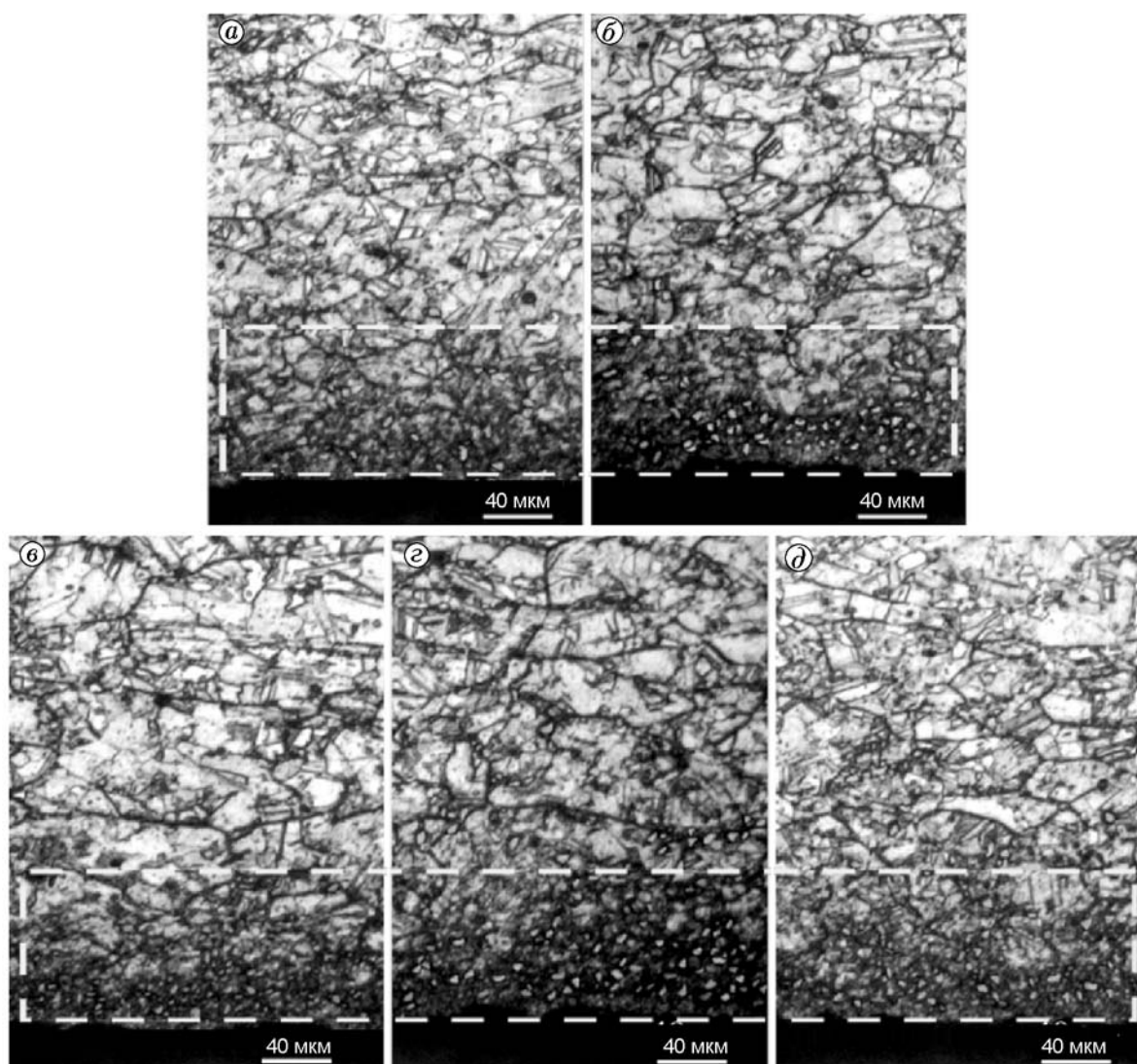


Рис. 4. Микроструктура сплава Инконель 625 после взрывного плакирования для образцов № 1–5 (соответственно *a–д*):

энергии удара приведены в табл. 2, штриховыми линиями выделены области вблизи границы раздела, в которых произошло измельчение зерен

2.3. Локализация пластической деформации в низкоуглеродистой стали

В отличие от сплава Инконель 625, увеличение энергии удара до 78 кДж при взрывном плакировании значительно изменяет микроструктуру стали (рис. 5, *a, б*). Наблюдается однородная деформация, проявляющаяся в удлинении зерен вблизи поверхности раздела. По сравнению со структурой, формируемой при однородной пластической деформации сплава Инконель 625, в стали удлинение зерен преобладает над их измельчением (рис. 5, *в*). Подобное различие может быть связано с существо-

ванием субзерен в исходной структуре сплава Инконель, которые под действием приложенной деформации могут трансформироваться в основные зерна посредством увеличения дезориентации субзерен [26, 30]. Очевидно, что при ударных энергиях менее 78 кДж локализация деформации в стали не наблюдается, и эта область параметров может использоваться при плакировании взрывом.

При дальнейшем увеличении энергии соударения до 114 кДж в микроструктуре стали после травления появляются темные полосы адиабатического сдвига (рис. 6, *a*), указы-

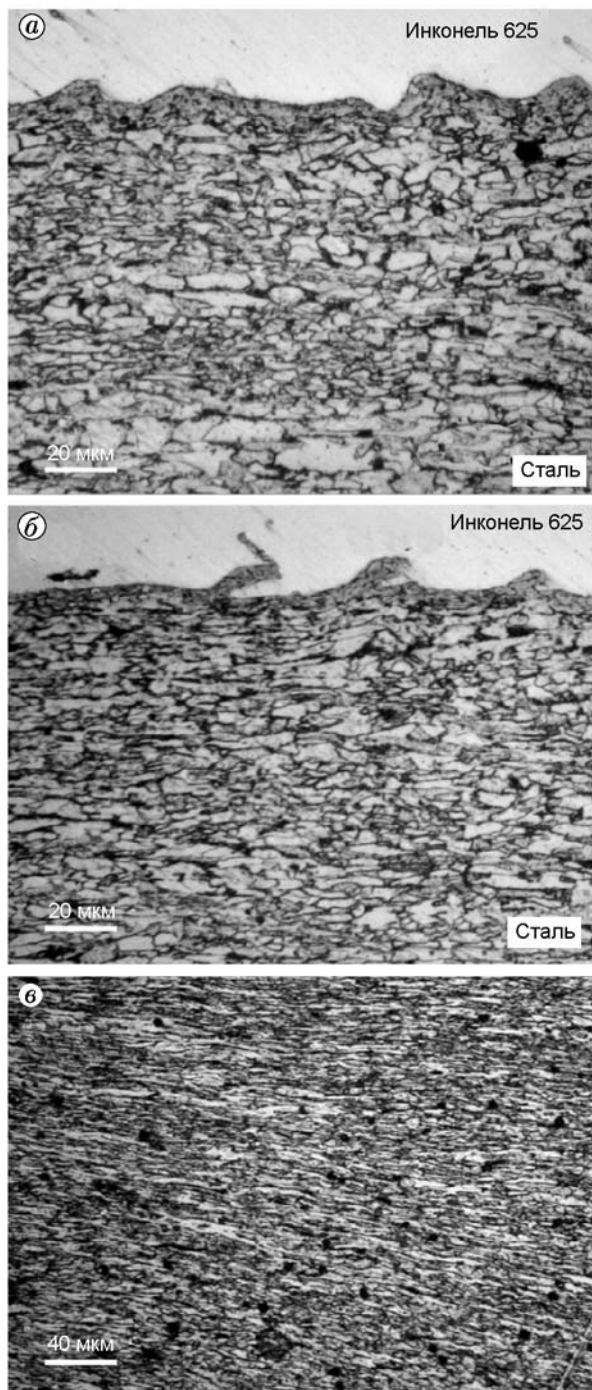


Рис. 5. Микроструктура малоуглеродистой стали после взрывного плакирования:

a — образец № 1, энергия удара 44 кДж, *б* — образец № 2, энергия удара 78 кДж, *в* — картина удлинения зерен при однородной пластической деформации со стороны стали

вающие на локализацию пластической деформации. Полосы расположены параллельно или под углом к линии сварки. На рис. 6, *б* приведен увеличенный фрагмент развивающихся полос, видно значительное удлинение зерен внутри этих полос, что является основной характеристикой полос адиабатического сдвига [31]. Микроструктура образцов стали № 4 и 5 (рис. 7, *a*) указывает на похожую локализацию деформации. Отсюда можно заключить, что превышение энергией удара диапазона $78 \div 114$ кДж приводит к локализации пластической деформации при взрывном плакировании.

Как и ожидалось, микротрещины, развивающиеся по полосам адиабатического сдвига, доказывают отрицательное влияние локализованной деформации на механические свойства низкоуглеродистой стали (рис. 8) и показывают, что исследуемая сталь чувствительна к реализованным условиям плакирования. Ранее о подобных нарушениях структуры не сообщалось [16, 17], что, возможно, связано с недостаточно жесткими условиями нагружения или выбором не тех материалов. Полученные результаты указывают на потенциально вредную роль полос адиабатического взрыва в формировании трещин и разрывов внутри металла. Другими словами, одновременное наблюдение полос адиабатического сдвига и сварного шва без дефектов при некоторых специальных условиях плакирования не дает основания утверждать, что формирование полос положительно сказывается на механических характеристиках сварного шва: при более интенсивном нагружении появление полос может стать причиной разрушения материала.

2.4. Аналитическое исследование термомеханического поведения материалов

Для того чтобы объяснить наблюдаемое различие между локализацией деформации в сплаве Инконель 625 и в низкоуглеродистой стали, термомеханическое поведение материалов было изучено с использованием модели Джонсона — Кука. За счет температурного размягчения механическое напряжение в материале снижается, следовательно, интенсификация процесса температурного размягчения на адиабатических площадках из-за термомеханической нестабильности будет замедлять темп роста напряжений при высокоскоростном деформировании. При достижении критического

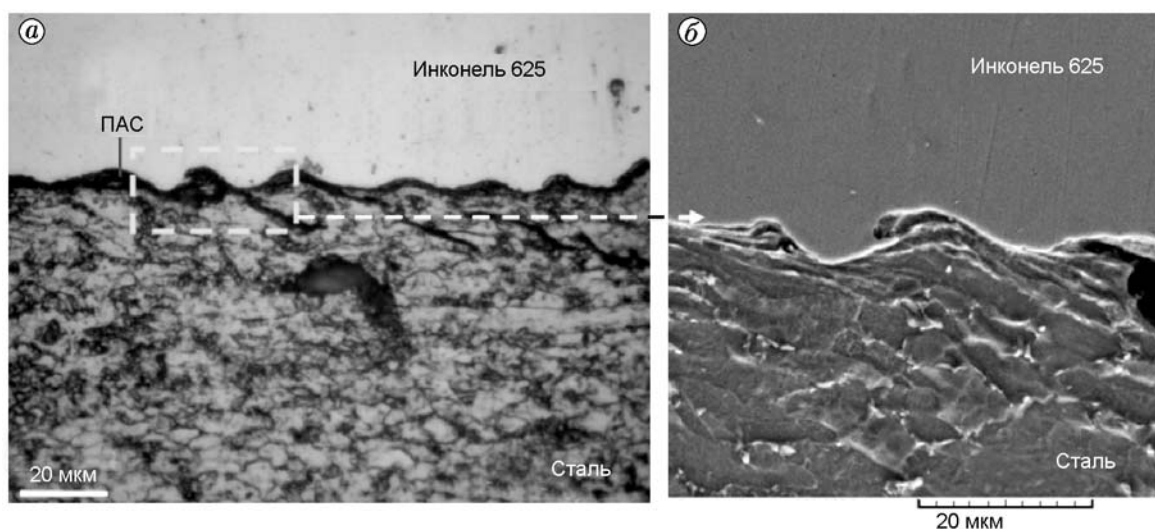


Рис. 6. Образование полос адиабатического сдвига в стали (а) для образца № 3 (энергия удара 114 кДж) и фрагмент полосы при большем увеличении (б)

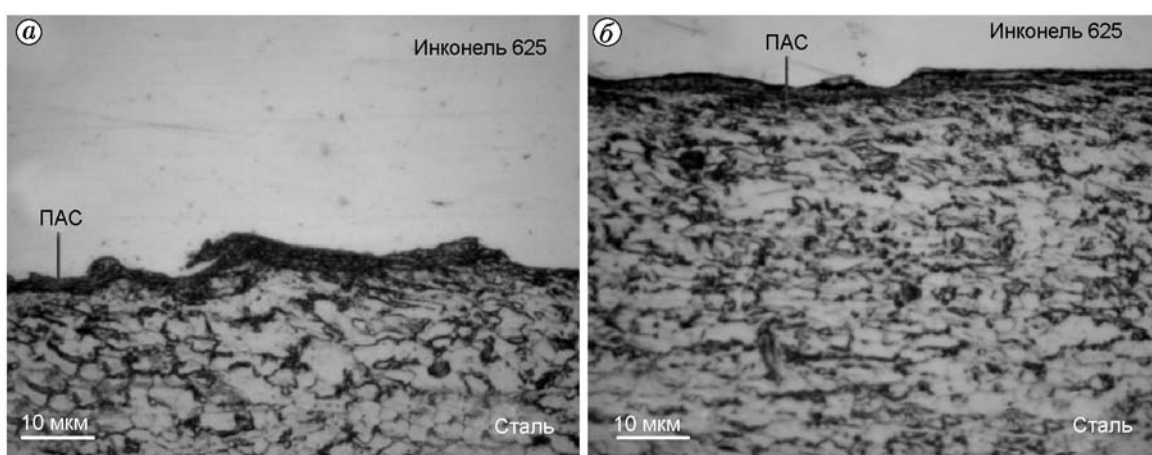


Рис. 7. Появление полос адиабатического сдвига со стороны стали для образцов № 4 (а) и 5 (б)

условия развития термомеханической неустойчивости в направлении локализации пластической деформации эффект температурного размягчения превышает влияние деформационного упрочнения, в результате на кривой напряжение — деформация появляется стационарная точка. Напряжение, соответствующее этой максимальной точке, называемое критическим (τ_{cr}), представляет собой критическое условие перехода от гомогенной деформации к ее локализации [10]. Критическое напряжение, зависящее от собственных механических характеристик материалов, определяет способность материала сопротивляться локализации пластической деформации при высокоскоростном деформировании: чем выше критические напря-

жения материала, тем ниже вероятность локализации деформации.

Полученные зависимости напряжение — деформация для Инконель 625 и низкоуглеродистой стали показаны на рис. 9. Ввиду трудности точного измерения скорости деформирования, приведены кривые при трех скоростях деформирования из интервала, характерного для взрывного плакирования [26, 32]. Видно, что варьирование скорости деформирования внутри изучаемого интервала не изменяет сильно критического напряжения. Сплав Инконель 625 характеризуется значительно более высоким критическим напряжением по сравнению с низкоуглеродистой сталью, что делает его устойчивее к локализации пластической де-

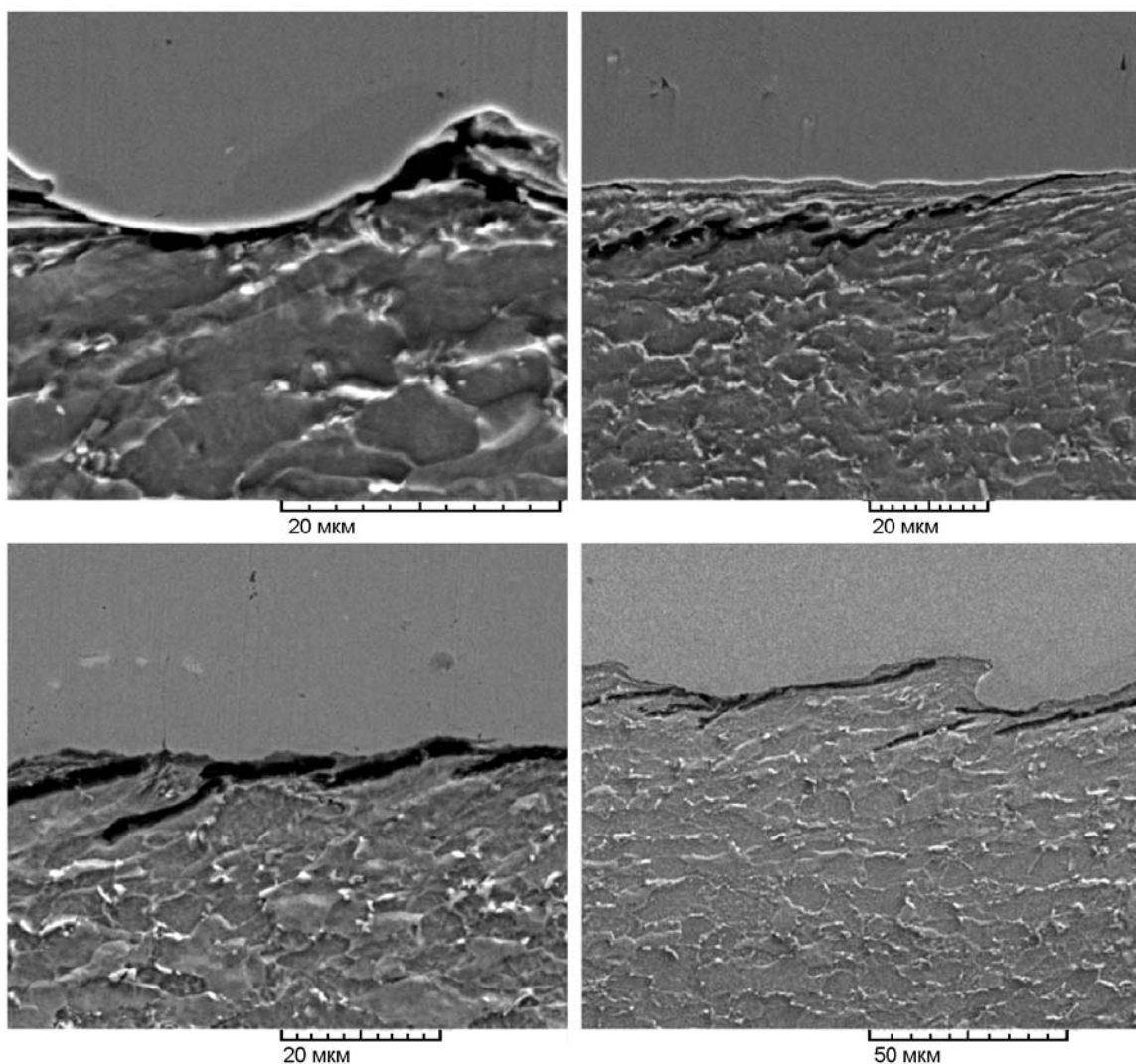


Рис. 8. Развитие микротрещин по полосам адиабатического сдвига

формации. Таким образом, наблюдаемые различия между локализацией деформации в сплаве Инконель 625 и в низкоуглеродистой стали при взрывном плакировании могут быть связаны с их разными критическими напряжениями.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сплав Инконель 625 имеет высокое сопротивление по отношению к локализации пластической деформации при взрывном плакировании низкоуглеродистой стали пластиной из сплава. Увеличение ударной энергии до 205 кДж не приводит к нарушению критерия сдвига однородной пластической деформации Инконель 625 в сторону локализации пластической деформации. Аналитическое исследование

термомеханического поведения материалов в рамках модели Джонсона — Кука показывает, что подобное сопротивление может быть связано с высоким значением критического напряжения для сплава Инконель 625. Соответственно, этот сплав способен выдерживать весь диапазон деформаций, характерных для взрывного плакирования, без возникновения любой локализации деформации, которая может вызвать ухудшение механических свойств материала.

Низкоуглеродистая сталь такой сопротивляемости не демонстрирует, что в основном связано с заметно меньшим значением критического напряжения. При превышении ударной энергией интервала $78 \div 114$ кДж, как критического условия соударения, однородная дефор-

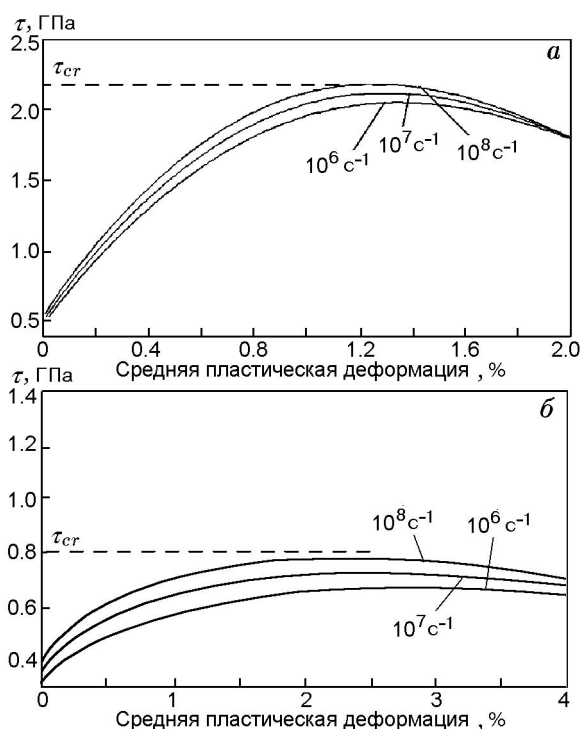


Рис. 9. Зависимости напряжения от деформации изучаемых материалов в соответствии с моделью Джонсона — Кука:

a — Инконель 625, *б* — низкоуглеродистая сталь; скорость деформирования соответствует параметрам, реализуемым при взрывном плакировании [26, 32]

мация в низкоуглеродистой стали сдвигается в сторону локализации пластической деформации и вблизи поверхности сварки развиваются полосы адиабатического сдвига, содержащие микротрещины. В результате, в отличие от сплава Инконель 625, низкоуглеродистая сталь не может выдержать весь диапазон деформаций, характерных при взрывном плакировании для сплава Инконель 625, поэтому необходимо учитывать существование безопасного диапазона энергий удара, в котором не возникает ухудшения механических свойств низкоуглеродистой стали как материала подложки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kohl H. K., Peng K. Thermal stability of the superalloys Inconel 625 and Nimonic 86 // *J. Nucl. Mater.* — 1981. — V. 101. — P. 243–250.
2. Sexton L., Lavin S., Byrne G., Kennedy A. Laser cladding of aerospace materials // *J. Mater. Process.* — 2002. — V. 122. — P. 63–68.
3. Dinda G. P., Dasgupta A. K., Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: microstructural evolution and thermal stability // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2009. — V. 509. — P. 98–104.
4. Ramirez A. J., Lippold J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: part II — insight into the mechanism for ductility dip cracking // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2004. — V. 380. — P. 245–258.
5. Zhang D., Harris S. J., McCartney D. G. Microstructure formation and corrosion behavior in HVOF-sprayed Inconel 625 coatings // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2003. — V. 344. — P. 45–56.
6. Paul C. P., Ganesh P., Mishra S. K., Bhargava P., Negi J., Nath A. K. Investigating laser rapid manufacturing for Inconel 625 components // *Opt. and Laser.* — 2007. — V. 39. — P. 800–805.
7. Ogborn J. S., Olson D. L., Cieslak M. J. Influence of solidification on microstructural evolution of nickel base weld metals // *Mater. Sci. Eng.* — 1995. — V. 203. — P. 134–139.
8. Blazynski T. Z. Explosive Welding, Forming and Compaction. — London: Applied Science, 1985.
9. Teng X., Wierzbicki T., Couque H. On the transition from adiabatic shear banding to fracture // *Mech. Mater.* — 2007. — V. 39. — P. 107–125.
10. Xue-Bin W. Effect of constitutive parameters on adiabatic shear localization for ductile metal based on Johnson — Cook and gradient plasticity models // *T. Nonferr. Metal. Soc.* — 2006. — V. 16. — P. 1362–1369.
11. Gong X., Fan J. L., Huang B. Y., Tian J. M. Microstructure characteristics and a deformation mechanism of fine grained tungsten heavy alloy under high strain rate compression // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2010. — V. 527. — P. 7565–7570.
12. Backman M. E., Finnegan S. A. In metallurgical effects at high strain rate. — New York: Plenum Press, 1973.
13. Walley S. M. Shear localization: a historical overview // *Metall. Mater. Trans. A.* — 2007. — V. 38. — P. 2629–2654.
14. Molinari A., Clifton R. J. Analytical characterization of shear localization in thermoviscoplastic materials // *Trans. ASME. J. Appl. Mech.* — 1987. — V. 54. — P. 806–812.
15. Duffy J., Chi Y. C. On the measurement of local strain and temperature during the formation of adiabatic shear bands // *Mater. Sci. Eng. A.* — 1992. — V. 157. — P. 195–210.
16. Бондарь М. П. Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование прочного соединения // *Физика горения и взрыва.* — 1995. — Т. 31, № 5. — С. 122–128.
17. Hammerschmidt M., Kreyer H. Microstructure and bonding mechanism in explosive welding, shock waves and high-strain-rate phenomena in metals // *Concepts and Applications /*

- M. A. Meyers, L. E. Murr (Eds). — New York: Plenum Press, 1981. — P. 961–973.
18. **Grady D. E., Kipp M. E.** The growth of unstable thermoplastic shear with application to steady-wave shock compression in solids // J. Mech. Phys. Solids. — 1987. — V. 35. — P. 95–118.
 19. **Coleman B. D., Hodgdon M. L.** On shear bands in ductile materials // Arch. Ration. Mech. Anal. — 1985. — V. 90. — P. 219–247.
 20. **Coleman B. D., Hodgdon M. L.** On localization of strain shearing motions of ductile materials // Res. Mech. — 1988. — V. 23. — P. 223–238.
 21. **Vaidyanthan P. V., Rathinasabapathi M., Ramanathan A. R.** A note on the estimation of flyer plate velocity in explosive cladding // J. Mech. Work. Technol. — 1998. — V. 18. — P. 343–350.
 22. **Flis W., Scott B.** Experimental and numerical study of the penetration of tungsten carbide into steel targets during high rates of strain // Proc. of 22nd Intern. Symp. on Ballistics, Vancouver, 2005.
 23. **Jaspers S. P. F. C., Dautzenberg J. H.** Material behavior in conditions similar to metal cutting: flow stress in the primary shear zone // J. Mater. Process. Technol. — 2002. — V. 122. — P. 322–330.
 24. **Rios P. R., Siciliano F., Sandim H. R. Z.** Nucleation and growth during recrystallization // Mater. Res. — 2005. — V. 8. — P. 225–238.
 25. **Reed-Hill R. E., Abbaschian R.** Physical Metallurgy Principles. — 3rd ed. — Boston: PWS publ. Co, 1994.
 26. **Murr L. E., Ferreyra E., Pappu S., Garcia E. P., Sanchez J. C., Huang W.** Novel deformation processes and microstructures involving ballistic penetrator formation and hypervelocity impact and penetration phenomena // Mater. Charact. — 1996. — V. 37. — P. 245–276.
 27. **Hou L. F., Wei Y. H., Liu B. S., Xu B. S.** High energy impact techniques application for surface grain refinement in AZ91D magnesium alloy // J. Mater. Sci. — 2008. — V. 43. — P. 4658–4665.
 28. **Sakai T., Belyakov A., Miura H.** Ultrafine grain formation in ferritic stainless steel during severe plastic deformation // Metall. Mater. Trans. A. — 2008. — V. 39A. — P. 2206–2214.
 29. **Crossland B.** Explosive Welding of Metals and its Application. — Oxford: Clarendon Press, 1982.
 30. **Guo Q., Yan H. G., Chen Z. H., Zhang H.** Grain refinement in as-cast AZ80 Mg alloy under large strain deformation // Mater. Charact. — 2007. — V. 58. — P. 162–167.
 31. **Xu Y. B., Zhong W. L., Chen Y. J., Shen L. T., Liu Q., Bai Y. L., Meyers M. A.** Shear localization and recrystallization in dynamic deformation of 8090 Al—Li alloy // Mater. Sci. Eng. A. — 2001. — V. 299. — P. 287–295.
 32. **Yang Y., Wang B. F., Hu B., Hu K., Li Z. G.** The collective behavior and spacing of adiabatic shear bands in the explosive cladding plate interface // Mater. Sci. Eng. A. — 2005. — V. 398. — P. 291–296.

*Поступила в редакцию 24/X 2011 г.,
в окончательном варианте — 13/II 2012 г.*
