

соответствии с рассмотренными выше схемами обработки, деформирующие элементы установлены с подъемом относительно оси детали и могут быть повернуты вокруг трех координатных осей. Во избежание выкрашивания режущих кромок пластины и их контакта с заготовкой большого диаметра величина подъема составляет $0,4 - 0,6$ толщины пластины h .

При контакте с заготовкой режущие элементы опережают деформирующие за счет осевого смещения, не превышающего величины радиуса при вершине пластины. Таким образом, в результате работы режущего элемента происходит подготовка под чистовую, отделочную стадию обработки, которую выполняет идущий следом за ним деформирующий элемент. При этом обеспечиваются заданные параметры шероховатости поверхности и физико-механические свойства ее поверхностного слоя.

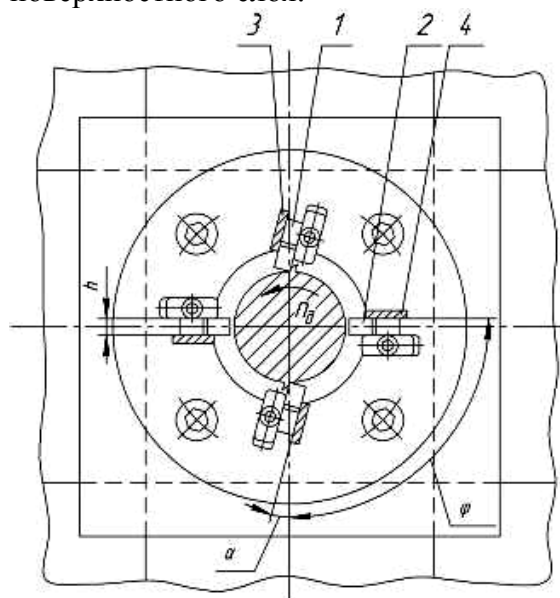


Рис. 4.

Итак, исследование влияния различных схем установки инструмента на параметры качества при проведении процесса выглаживания, в том числе и в случае комбинированной обработки резанием и поверхностным пластическим деформированием, является перспективным направлением совершенствования производственного процесса.

Исследование теплоемкости субмикросталлических порошковых материалов на основе алюминидов никеля

Левин В.П.
МГТУ «МАМИ»

Исследовали влияние давления прессования на теплоемкость крупнокристаллических и субмикросталлических порошковых смесей на основе алюминидов никеля в широком интервале температур. Обнаружено, что давление прессования в крупнодисперсных порошковых смесях $Ni_{50} Al_{50}$ инициирует формирование интерметаллидов Ni_2Al_3 , $NiAl_3$ по жидкофазному механизму при температурах $T \sim 0,85 T_{пл}$, а в мелкодисперсных порошковых смесях интенсифицирует формирование интерметаллидов по механизму твердофазных реакций при температурах $T \sim 0,77 T_{пл}$. Полученные результаты могут быть использованы для анализа физико-механических свойств наноматериалов, полученных методом газовой конденсацией в атмосфере инертного газа.

Повышение эксплуатационных характеристик функциональных материалов возможно за счет целенаправленного формирования субмикро- и нанокристаллических структур. В этом случае уменьшение размеров кристаллитов, увеличение объемной доли межзеренных границ существенно повышает прочность без потери пластичности металла, в частности в

2-7 раз возрастает микротвердость. Одним из методов получения субмикро- и нанокристаллических и нано-фазных материалов является метод газовой конденсации с последующим компактированием. Другим методом является обработка исходного металла в виде порошков в шаровой мельнице с последующей консолидацией полученной механической смеси. Спекания смесей порошков металла позволяет получать компактные материалы из интерметаллидов, образуемых этими металлами.

Существенное влияние на спекание оказывает вакансионная подсистема. Одним из способов влияния на вакансионную подсистему является приложение малых гидростатических давлений [1]. Эти давления изменяют условия равновесия в вакансионной подсистеме, что может повлиять на кинетику гомогенизации и, следовательно, на концентрационные распределения и, в конечном итоге, – на образование дисперсных структур. Особенностью рекристаллизации в дисперсных многослойных объектах является участие в этом процессе, кроме межзеренных, также и межфазных границ между разноименными слоями, что приводит к потере устойчивости или деградации слоистых структур.

Для проведения исследований были приготовлены две серии образцов из смеси электрохимических порошков Al(АСД) и Ni (ПНК) с массовыми долями: Al-31,5% и Ni-68,5%. Величина ДП составляла: 20, 40, 60, 80 МПа. Один образец ПС прокатан в пластину при температуре 723°K на вакуумном стане горячей прокатки. Степень деформации составила 50%. Часть смесей порошков была подвергнута механической обработке в атриторе в течение 8 часов. Механоактивированную смесь компактировали на гидравлическом прессе ПРГ-10 при тех же ДП, как и исходные смеси порошков.

Рентгеновский фазовый анализ показал, что исходная смесь крупнодисперсная (КДС) содержит только Al и Ni. После нагрева смеси AlNi в ячейке калориметра до температуры 973°K на рентгенограммах обнаружены линии NiAl. В КДС после приложения ДП в пределах 20-80 кг/мм² и нагрева до $T \sim 823^\circ\text{K}$ в ПС обнаружены линии Al и Ni, а также Al₃Ni, Ni₂Al₃. Определить в данном случае наличие других фаз невозможно в силу их малого содержания.

В прокатанной в вакууме при $T \sim 723^\circ\text{K}$ в КДС обнаружено наличие линий Al и Ni. После нагрева в калориметре до 973°K обнаружены линии Ni, Ni₃Al, Al₃Ni₂, Ni₂Al₃, NiAl. На основании проведенных рентгеноструктурных исследований (мелкодисперсной) МДС можно заключить, что в области низких температур образуется ряд фаз Ni с Al в последовательности, определяемой диаграммой состояния – Ni₂Al₃ – NiAl₃ – NiAl. В области температур $T \sim 913^\circ\text{K}$ обнаружена преимущественно фаза NiAl. Фазовый состав порошковых образцов Ni и Al после нагрева в калориметре представлен в таблице

Таблица 1.

Исходный материал	Температура нагрева T , °K			
	723	823 (*)	933	973 (*)
КСД (насыпной)				NiAl
КСД (прессовка)		Al, Ni(**), Al ₃ Ni, Ni ₂ Al(*)		
Прокатка	AlNi ₂			Ni, Ni ₃ Al, Al ₃ Ni, NiAl
МДС	Ni ₂ Al, NiAl ₃ , Ni ₃ Al, NiAl		NiAl ₂ , (**)	

(*) после нагрева в ячейке калориметра; (**) возможно наличие малого других фаз

Плавление порошкового некомпактированного алюминия происходит при $T_{\text{пл}} = 900^\circ\text{K}$. На исходной ПС, не подвергнутой компактированию при температуре плавления алюминия обнаружено изменение теплоемкости в области 873°K (рис. 1), обусловленное выделением тепла в образце. Для удобства разделения температурных зависимостей теплоемкости кривые теплоемкости на рисунках сдвинуты по теплоемкости.

Температурная зависимость теплоемкости образца после прокатки отличается от соответствующей зависимости остальных образцов КДС наличием теплового эффекта в интервале температур $\sim 573 - 773^\circ\text{K}$ (рис. 2). Предварительная обработка давлением порошковых

смесей КДС также влияет на теплоемкость порошковых смесей: на температурной зависимости теплоемкости выделяются две характерные области изменения теплоемкости: 793 – 823 °K и 923 – 950 °K (рис. 3, 4). На температурной зависимости теплоемкости МДС, полученных после ДП, обнаружены две области аномального поведения: 573 – 833 °K и 903 – 923 °K (рис. 5, 6). С ростом величины ДП тепловой эффект в высокотемпературной области уменьшается, а в низкотемпературной области возрастает.

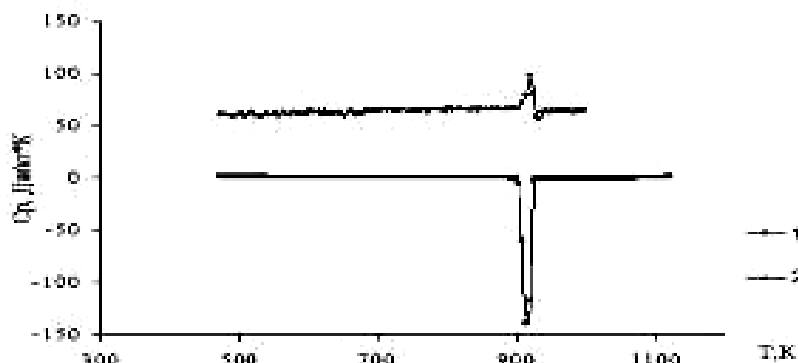


Рис. 1. Температурная зависимость теплоемкости чистого порошкового Al и исходной КДС NiAl: 1 – NiAl, 2 – Al.

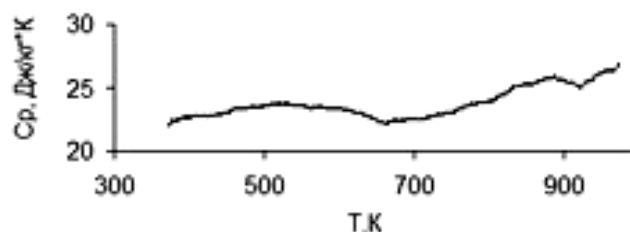


Рис. 2. Температурная зависимость теплоемкости порошковой смеси NiAl после прокатки при температуре 723 °K.

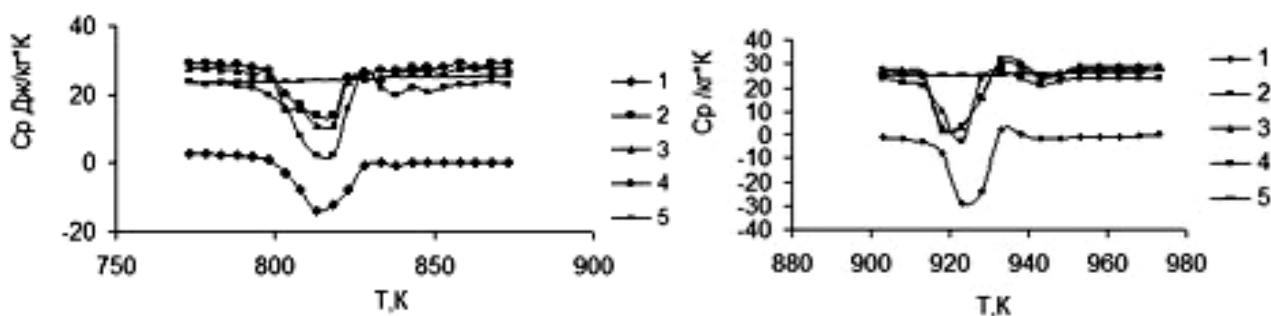


Рис. 3, 4. Температурная зависимость теплоемкости КДС NiAl, компактирование которой производилось при давлениях прессования: 1 - 20, 2 - 40, 3 - 60, 4 - 80 кг/мм², 5 - прокатанный порошковый образец (кривые 2 – 5 сдвинуты относительно кривой 1).

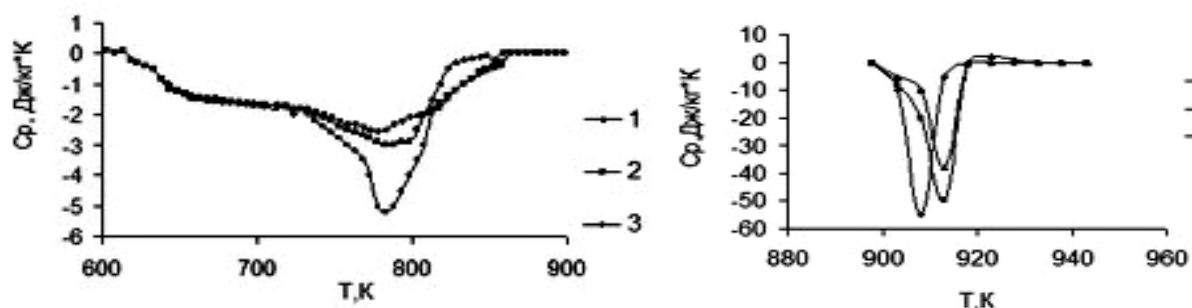


Рис. 5, 6. Температурная зависимость теплоемкости МДС NiAl после 8 часов аттретирования и последующего компактирования: 1 - 20, 2 - 40, 3 - 60 кг/мм².

Таким образом, в результате проведенных исследований были обнаружены в ПС следующие эффекты:

1. приложение ДП в ГДС снижает температуру начала образования интерметаллидных фаз до температуры $T \sim 0,85T_{пл}$;
2. увеличение величины экзотермического эффекта с ростом ДП в КДС и МДС.

На температурной зависимости теплоемкости насыпной КДС без предварительного прессования (рис. 1) обнаружен минимум теплоемкости при $T = 913$ °К, обусловленный образованием новой фазы – интерметаллида NiAl. Новая фаза образуется по механизму жидкофазного спекания, так как этот минимум реализуется в узком температурном и временном интервале с большим выделением тепла. В КДС, после приложения ДП, форма минимума теплоемкости при температуре $T = 813$ °К (рис. 3) аналогична минимуму теплоемкости, соответствующей образованию NiAl в насыпном образце при $T = 913$ °К, поэтому можно предположить, что он обусловлен образованием интерметаллидных фаз, формирующихся по жидкофазному механизму. Структурные данные свидетельствуют, что образуются алюминиды $Ni_2Al_3 - NiAl_3 - NiAl$ (табл. 1).

Как известно, приложение внешнего давления тормозит порообразование, что изменяет роль вакансионной подсистемы. В основном это приводит к двум следствиям. Во-первых, вследствие действия ДП основным стоком избыточных вакансий вместо микропор и микротрещин становятся дислокации, которые являются местами ускорения диффузионных процессов. Другим фактором являются структурно – чувствительные эффекты, связанные с движением границ раздела: ускорение рекристаллизации и увеличение скорости роста фаз. В целом оба фактора, вероятно первый, на начальной стадии, а второй на последующей стадии являются причиной формирования новых фаз.

При малых ДП контакты между частицами порошка распределены хаотически по всему объему. В этих областях вследствие неоднородной плотности ПС после ДП возникают напряжения. При нагреве ПС напряжения возрастают и могут инициировать ускорение массопереноса в локальных участках. Так как коэффициент диффузии Al в области рассматриваемых температур существенно больше, чем коэффициент диффузии Ni [2], то при достижении температуры $T \sim 0,85T_{пл}$ происходит образования фазового слоя Ni_2Al_3 , $NiAl_3$.

На межфазной границе с Al происходит накопление вакансий, которые потом конденсируются в поры (эффект Киркендала). С ростом температуры из-за наличия пор происходит отрыв фазовой прослойки от матрицы и прекращение поставки атомов алюминия в слой фазы. Рост ДП приводит к увеличению экзотермического эффекта, вследствие увеличения площади контактов между частицами порошка. При этом образуются новые контактные области и, соответственно, увеличивается фазовая прослойка.

При прокатке КДС возникает деформация существенно большей величины, чем в случае ДП. В этом случае появляются капиллярные силы, способствующие росту вакансионной подсистемы, возникающие между частицами порошка при больших механических напряжениях. Вследствие больших деформаций межфазная граница контактов между частицами порошка Ni и Al существенно больше, чем в случае КДС. Следовательно, диффузионная подвижность возникает в большем объеме и при более низкой температуре, чем в случае КДС. На температурной зависимости теплоемкости экзотермический эффект существенно меньшей величины и большей протяженности по сравнению с КДС. Экзотермический эффект начинается уже при температуре 573 °К. Размытость теплового эффекта в интервале температур 573 - 873 °К указывает на твердофазный характер возможного образования интерметаллидных фаз.

После атритирования МДС представляет собой слоистую, сильно перемешанную структуру, имеющую аморфные прослойки. На температурной зависимости теплоемкости обнаружены экзотермические низкотемпературные эффекты в области 600 – 658 °К, связанные, вероятно, с кристаллизацией аморфной прослойки (рис. 5, 6). Экзотермический эффект в области 658 – 848 °К обусловлен формированием интерметаллидов $Ni_2Al_3 - NiAl_3 - NiAl$ по механизму твердофазных реакций. Об этом свидетельствует большой температурный интер-

вал, в котором обнаружено выделение этих фаз. Высокотемпературный экзотермический эффект при $T \sim 898^\circ\text{K}$ обусловлен формированием интерметаллида NiAl по механизму жидкофазной реакций (рис. 6).

В качестве возможного механизма можно предположить, что в изученных МДС при температуре $T \sim 0,77T_{\text{пл}}$ низкотемпературное фазообразование происходит в результате диффузии атомов Al по движущимся межзеренным границам в Ni , которые в процессе рекристаллизационного смещения оставляют за собой атомы Al в решетке Ni . Диффузионно-индуцированная миграция границ, обусловлена силами рекристаллизационной природы. В результате этого процесса формируются твердые растворы Al в Ni , расположенные в объеме ПС неравномерно.

Самоактивационное движение границ, вероятно, является причиной существенного роста концентрации вакансий в активный период рекристаллизации. Участие межфазных границ в гомогенизации приводит к разделению слоев и, соответственно, к распаду слоистой ПС. С ростом ДП в МДС величина экзотермического эффекта в области $T \sim 773^\circ\text{K}$ увеличивается. Это может быть связано как с количественным увеличением интерметаллидной фазы, так и с увеличением контактной поверхности Ni и Al частиц, а также скорости рекристаллизации и, как следствие, – количественного увеличения интерметаллидной фазы. Поэтому можно предположить, что влияние ДП в МДС сводится к образованию фаз Ni_2Al_3 , NiAl_3 по механизму твердофазных реакций при $T < T_{\text{пл}}$.

Формирование новой фазы в МДС при температуре плавления Al реализуется по механизму жидкофазных реакций [3]. С увеличением давления прессования величина экзотермического эффекта уменьшается. Это связано, вероятно, с достижением критических размеров диффузионных слоев в низкотемпературной области. Формирование новой фазы в МДС происходит при более низкой температуре, чем в КДС. Это связано с тем, что атритирование смещает начало протекания диффузионных процессов в область более низких температур, изменяя при этом механизм твердофазного характера протекания реакций в КДС на механизм жидкофазных в МДС. Температурный интервал формирования интерметаллидных фаз при $T < T_{\text{пл}}$ в МДС в несколько раз больше, чем в КДС. Реакционное взаимодействие алюминия и никеля с образованием равновесного NiAl идет в несколько стадий с образованием последовательно более легкоплавких алюминидов NiAl_3 , Ni_2Al_3 (Ni_3Al). Деформационный наклеп порошков Ni и Al , в МДС не меняет последовательности появления промежуточных фаз, интенсифицирует массоперенос между Al и Ni инициирует появление NiAl в небольших количествах уже при низкотемпературных твердофазных реакциях. Увеличение степени компактирования интенсифицирует образование в области твердофазных реакций и уменьшает их количество в области жидкофазных реакций. Сравнивая температуру начала реакционного спекания в МДС и КДС следует отметить, что давление компактирования снижает температуру начала реакционного спекания в МДС на $\sim 200^\circ\text{K}$, а в ГДС на $\sim 130^\circ\text{K}$.

На рис. 7 приведены графики зависимости теплового эффекта Q , равного энтальпии, для МДС и ГДС в зависимости от ДП. Общей закономерностью является увеличение Q в области $T < T_{\text{пл}}$ и его уменьшение при $T \sim T_{\text{пл}}$.

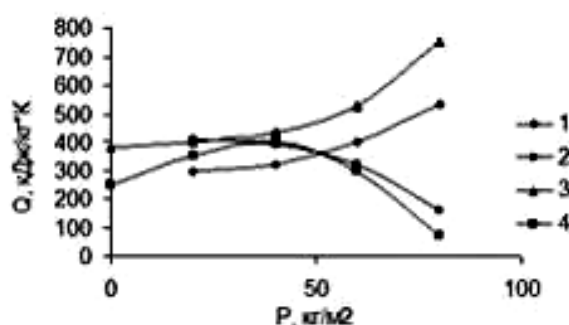


Рис. 7. Зависимость энтальпии тепловыделения КДС (1 и 2) и МДС (3, 4) порошковой смеси в области твердофазных (1, 3) и жидкофазных (2, 4) реакций от давления прессования.

В целом можно сделать вывод, что независимо от дисперсности ПС действие ДП сводится к инициализации образования промежуточных интерметаллидов при температуре ниже, чем температура плавления легкоплавкого компонента. Полученные результаты могут использоваться для анализа физико-механических свойств наноматериалов, полученных методом газовой конденсацией в атмосфере инертного газа.

Литература

1. Гекузин Я.Е. Диффузионная зона. М. Наука, 1979, 344 с.
2. Богданов В.В., Кибец В.И., Парицкая Л.Н., Пузанов А.А., Сорокина Е.П., Чеканов М.И. Влияние малых гидростатических давлений на диффузионное фазообразования в дисперсных многослойных системах. ФММ, 1993, N11/12, С. 27-6.
3. Поварова К.Б., Проскурин В.Б., Левин В.П., Николаев А.Г., Казанская Ю.К., Фиров А.И. Влияние механического легирования на характер формирования интерметаллидной фазы в системе Ni-Al при реакционном спекании. Металлы, N4, 1994 г. с.67-75.

Зависимость силы резания от колебаний формы поперечного сечения при комбинированной обработке нежестких труб

д.т.н., проф. Максимов Ю.В., к.т.н., проф. Анкин А.В., Ветрова Е.А.
МГТУ «МАМИ»

В работе рассмотрен комбинированный метод режущо-деформирующей обработки нежестких деталей типа «полый цилиндр», который дает выигрыш в производительности, точности обработки и обеспечивает высокое качество обработанной поверхности. Этот метод характеризуется тем, что процессе обработки сопровождается изгибными и крутильными колебаниями, причинами возникновения которых являются геометрические погрешности в сечении заготовки, погрешность установки, погрешность статической настройки взаимоположения конструктивных элементов устройства для комбинированной обработки; погрешность статической настройки взаимоположения детали и рабочих элементов устройства; погрешность динамической настройки режущего и деформирующего инструментов и собственно устройства для комбинированной обработки. На основании анализа выражения для суммарной погрешности и уравнения крутильных колебаний получены формулы, определяющие реальную глубину резания и поперечную силу, действующую на деталь в процессе обработки. Рассмотрев процесс изменения поперечного сечения трубы на примере однократной обработки детали с требуемыми данными, (в данном случае поперечная сила будет максимальной), показано, что в процессе обработки поперечное сечение детали деформируется на ничтожно малую величину, которой в дальнейших расчетах можно пренебречь.

Как показал ряд проведенных исследований [4], комбинированный метод режущо - деформирующей обработки нежестких труб дает выигрыш в производительности, высокие точностные показатели обработки (8 – 9 квалитет точности) и хорошую шероховатость поверхности ($R_a = 0.08...0.32 \text{ мкм}$).

Однако в процессе обработки нежестких труб имеют место изгибные (поперечные) и крутильные колебания [1, 3].

Источником возникновения изгибных колебаний являются геометрические погрешности в сечении заготовки, интерпретируемые в первом приближении эксцентриситетом сечения; погрешность установки; погрешность статической настройки взаимоположения конструктивных элементов устройства для комбинированной обработки; погрешность статической настройки взаимоположения детали и рабочих элементов устройства; погрешность динамической настройки режущего и деформирующего инструментов и собственно устройства для комбинированной обработки [1]

$$\Delta = \Delta_y + \Delta_{cm_y} + \Delta_{cm_o} + \Delta_o \quad (1)$$