

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ И ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЕЙ В ОТОБРАЖЕНИИ КАРТ ПРОЦЕССА

Барахтин Б.К., Шакиров И.В., Жуков А.С., Бобырь В.В., Кузнецов П.А.
ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», 191015, С.-Петербург, Шпалерная ул. 49, Россия

1. Введение

Актуальность и перспективность технологии селективного лазерного плавления (СЛП) определяются возможностью изготовления объемного изделия в один цикл от идеи до создания готового образца [1]. К настоящему времени установлено, что повышение энергозатрат лазера способствует получению прочных изделий. Однако механические свойства получаемой продукции зависят не только от условий лазерного воздействия, но и морфологии использованного порошка.

Целью работы являлось определение влияния кристаллографического типа сплавляемого порошка на прочность продукции.

2. Методика эксперимента.

Эксперименты с лазерным плавлением порошков выполнены на площадях Наносцентра ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей». Опыты произведены с порошками размером не более 40 мкм из сталей 12Х18Н10Т и 07Х16Н4Д4Б (таблица 1). При комнатной температуре первый материал представляет однородную матрицу с гранецентрированной кубической решёткой (ГЦК), а второй – объемно центрированной кубической (ОЦК).

Таблица 1 - Химический состав порошков использованных сталей

Марка стали	Массовая доля легирующих элементов, %					
	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	Nb
12Х18Н10Т	17-19	9-11	<2	<0,8	<0,3	-
07Х16Н4Д4Б	15,539	3,113	0,715	0,383	3,407	0,175

Плавление осуществлено на установке EOSINT M270 при мощностях лазера 175-196 Вт и сканировании поверхности слоев порошка со скоростями от 650 до 800 мм/сек (рис.1).

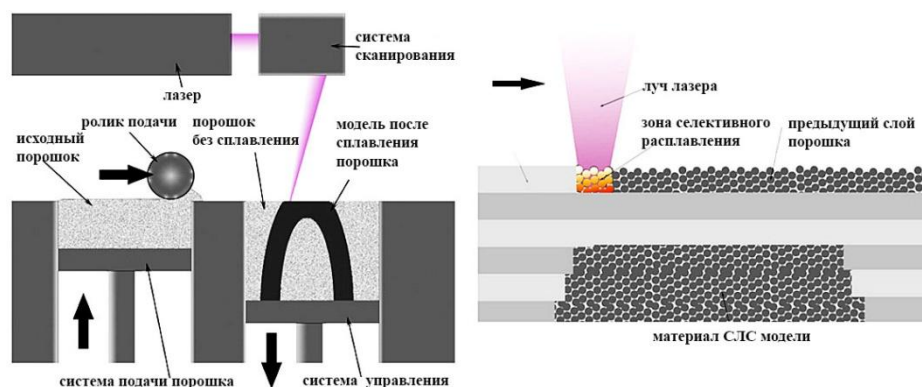


Рисунок 1 - Схема выращивания СЛП-изделий методом селективного лазерного плавления.

Оценка структурно механического состояния СЛП сталей методами световой металлографии не выявила заметных отличий в строении зерен и характерных границ ванн расплава. С ростом энергозатрат лазера расслоение структуры нивелируется, в зернах обнаруживаются признаки ориентированной кристаллизации, а прочностные свойства металла возрастают.

Вместе с тем установлено, что рост температуры испытания сопровождается снижением прочности стали 12Х18Н10Т, а в композиции 07Х16Н4Д4Б – почти нет. Для

установления причины выявленного эффекта были проведены высокотемпературные испытания сжатием до $\epsilon=0,35$ сплавленных образцов $\varnothing 5 \times 10$ мм на деформационном dilatометре DIL 805 со скоростями пластической деформации $10^{-3}-10$ с $^{-1}$ при температурах 800-1000 °C (рис.2).

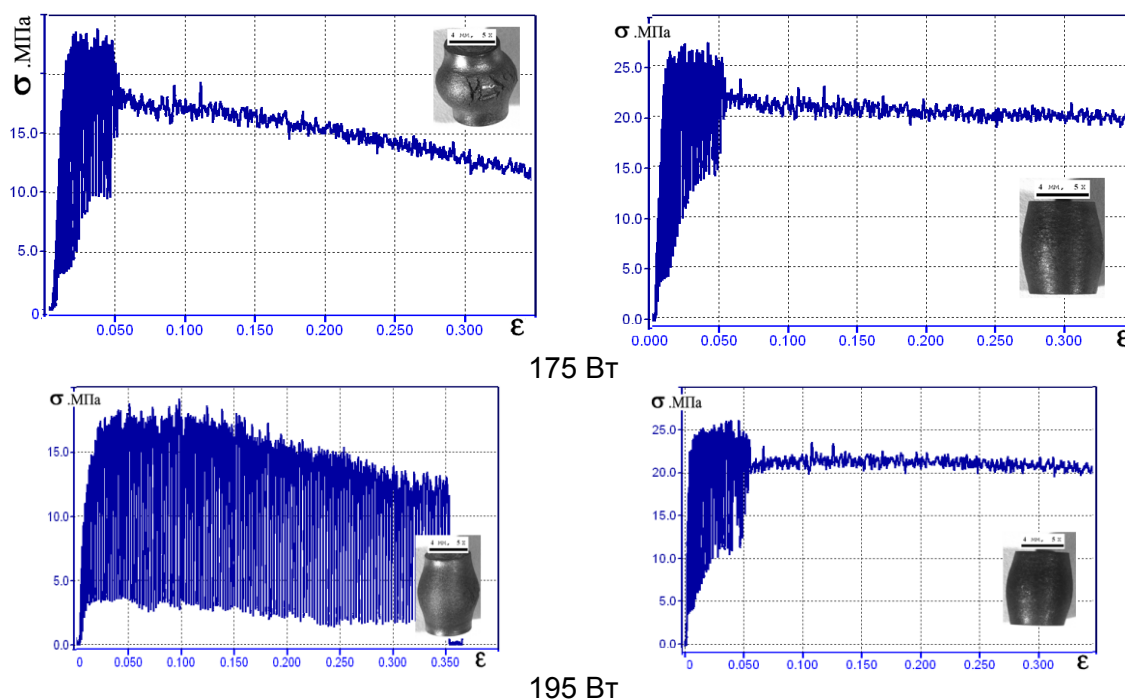


Рисунок 2 - Примеры кривых деформации образцов, сплавленных лазером при мощностях 175 Вт и 195 Вт из порошков сталей 12X18H10T (слева) и 07X16H4Д4Б (справа) после сжатия при 1000 °C со скоростью 10^{-3} с $^{-1}$.
На врезках показаны образцы после деформации

После горячей пластической деформации массив полученных данных был преобразован в карты процесса - распределение коэффициентов эффективности рассеяния механической энергии в координатах воздействия - $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T)$. Коэффициент $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T)$ безразмерный, $\lg\dot{\epsilon}$ – логарифм скорости пластической деформации, T – температура.

Согласно [2], коэффициент $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T)$ характеризует часть вводимой механической энергии, которая расходуется в диссипативных структурных изменениях. Известно [3], что при $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T) < 20$ деформируемая структура упрочнена и термодинамически неустойчива. В процессе деформации в ней доминируют акты образования пор и межзеренного разрушения. В области значений $20 < \eta(\lg\dot{\epsilon}, T) < 30$ развивается динамическое равновесие процессов упрочнения и разупрочнения. Устремление $30 < \eta(\lg\dot{\epsilon}, T) \rightarrow \max$ (100%) отвечает активации динамических и статических рекристаллизационных процессов.

3. Экспериментальные данные и их обсуждение

Построенные карты процесса $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T)$ приведены на рисунке 3. При сопоставимых условиях сплавления порошков единой морфологии можно констатировать существенные отличия в видах карт. Например, для СЛП порошка стали 12X18H10T зона белого цвета характеризует упрочненное структурное состояние. Устремление металла к термодинамически устойчивому рекристаллизованному состоянию заметно при повышении температуры и снижении скорости деформации.

В СЛП-образце стали 07X16H4Д4Б участки неустойчивого структурного состояния наблюдаются в полосе параметров сжатия при скоростях $\lg\dot{\epsilon} = -0,5 \pm 0,5$ и температурах $T \leq 980$ °C, а также при $\lg\dot{\epsilon} > 0$ и $T < 820$ °C. При $\lg\dot{\epsilon} = -1,5$ и $T = 920$ °C на карте выявлен локальный участок с $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T) = 30$, который соответствует устойчивой динамически рекристаллизованной структуре.

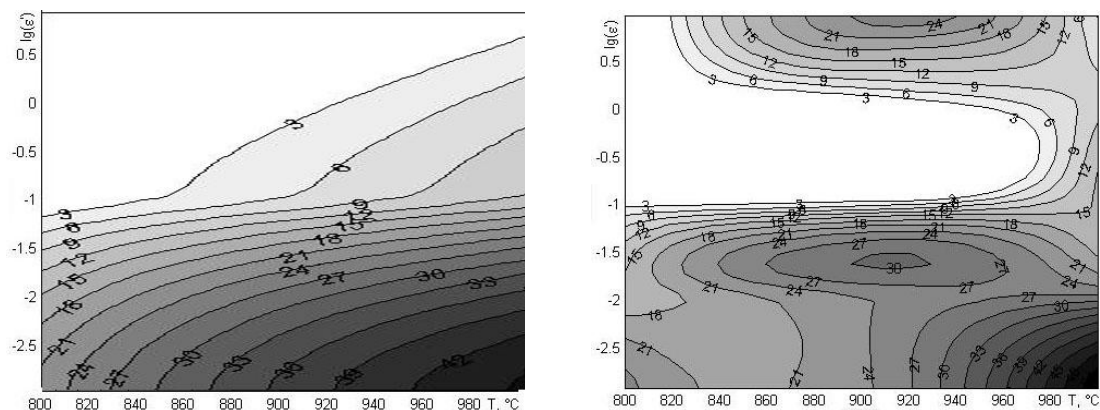


Рисунок 3 - Карты процесса $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T)$ в линиях постоянных уровней для образцов, сплавленных из порошков из сталей 12Х18Н10Т (слева) и 07Х16Н4Д4Б (справа)

Выявленные отличия обусловлены различиями в кристаллографической структуре СЛП металлов. Так, в композиции 12Х18Н10Т структура ГЦК и условия горячей деформации сохраняются во всем цикле деформации, а в СЛП стали 07Х16Н4Д4Б строение ОЦК типа только при $T < 820$ °С. Можно предположить, что при скоростях сжатия $\lg\dot{\epsilon} < -1$ структурно-фазовый переход $\alpha \rightarrow \gamma$ реализуется плавно, на что указывает рост значений $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T)$ до локального максимума $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T) = 30$. Предполагается, что при скорости сжатия $\lg\dot{\epsilon} = -0,5 \pm 0,5$ и температурах $T \leq 980$ °С коридор значений $\eta(\lg\dot{\epsilon}, T)$ в СЛП стали типа 07Х16Н4Д4Б выявлен благодаря «конструктивной жесткости» дилатометра.

Выводы

1. В сравнении с монолитным металлом аналогичного химического состава для СЛП композиций подтвержден эффект повышения прочности с ростом энерговложения лазера.
2. По данным горячей пластической деформации СЛП сталей 12Х18Н10Т и 07Х16Н4Д4Б с разным исходным типом кристаллической решетки построены карты процесса для температур 800-1000 °С и скоростей сжатия от 10^{-3} до 10 с $^{-1}$, которые указали на эффект влияния кристаллографического типа порошка на результат лазерного плавления.

Литература

1. *Перевертов В.П.* Технологии обработки материалов концентрированным потоком энергии / В.П. Перевертов, И.К. Андрончев, М.М. Абулкасимов // Надежность и качество сложных систем, 2015.- №3 (11).- С.69-79.
2. Prasad Y.V.R.K. Hot Working Guide A Compendium of Processing Maps / Department of Metallurgy, Indian Institute of Science.- Bangalore, 2004.- 560 p.
3. *Рудской А.И.* Термопластическое деформирование металлов / А.И. Рудской, Н.Р. Варгасов, Б.К. Барахтин.- СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2018.- 286 с.