

УДК 669.017.3: 669.018.28

А.Г. Тягунов¹, Е.Е. Барышев¹, Г.В. Тягунов¹, В.Б. Михайлов²

¹Уральский федеральный университет
²ОАО «Златоустовский металлургический завод»

ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ЭП220 И ЭП929 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА

Аннотация. На основании исследований образцов сплавов ЭП220 и ЭП929 в жидком и твердом состояниях определены и обоснованы параметры высокотемпературной обработки расплава (ВТОР) в процессе выплавки. Структура жидких сплавов при нагреве до определенных температур становится более равновесной. В процессе кристаллизации такого расплава формируется литой металл, характеризующийся более мелкой зеренной структурой, повышенной степенью дисперсности дендритов, большей плотностью и микротвердостью матрицы. Реализация режимов ВТОР в промышленных условиях позволяет улучшать пластичность, повысить длительную прочность и увеличить выход годного. В предлагаемой технологии использованы не все резервы, заложенные в структуре сплава, прошедшего высокотемпературную обработку в жидком состоянии. Дополнительный эффект может быть достигнут увеличением продолжительности выдержки расплава при $t_{\text{нагр}} = 1650^\circ\text{C}$, оптимизацией режимов вакуумного дугового нагрева, технологий деформирования и термообработки с учетом структурных изменений твердого металла опытной технологии.

Ключевые слова: расплав, физические свойства, структурные превращения, высокотемпературная обработка расплав, кристаллизация, литой металл, зеренная структура, механические свойства.

EFFICIENT TECHNOLOGY OF SUPERALLOYS EP220 AND EP929 PRODUCTION USING HIGH-TEMPERATURE MELT PREPARING

Abstract. Based on studies of samples EP220 and EP929 alloys in liquid and solid states the parameters of high temperature melt preparing are defined and justified. Structure of liquid alloys when heated to a certain temperature becomes more equilibrium. During the crystallization process of melt is formed cast metal, characterized by small grain structure, high degree of dispersion of the dendrites, higher density and hardness of the matrix. Implementation of the high temperature melt preparing regimes in industry leads to improve ductility, increase hot strength and quality. Proposed technology does not used all opportunities laid down in the structure of the alloy after high temperature melt preparing. An additional effect can be achieved by increasing the melt holding, optimization of vacuum arc remelting, deformation and heat treatment technology, taking into account the structural changes of the hard metal.

Keywords: melt, physical properties, structural transformations, high temperature melt preparing, crystallization, cast metal, grain structure, mechanical properties.

Одним из известных технологических приемов повышения качественных показателей жаропрочных сплавов является высокотемпературная обработка расплава (ВТОР) в процессе выплавки или переплава [1 – 3]. Определенный интерес такая технология представляет при производстве заготовок под последующие стадии передела, в частности, при изготовлении электродов для вакуумного дугового переплава (ВДП).

Сплавы ЭП220 и ЭП929 выплавляют, как правило, в однотонных индукционных печах в тиглях из плавного магнетита. Максимальная температура нагрева не превышает 1600°C . В составе шихты используется до 40 % отходов собственного производства и легирующие композиции. Металл разливают через проме-

жуточный ковш на машинах полунепрерывного литья заготовок. Каждый слиток разрезают на пять равных частей – электродов для последующего ВДП. Качество контролируют в готовом сорте после соответствующих переделов и термообработки.

Сплавы ЭП220 и ЭП922 относятся к группе труднодеформируемых предельно легированных композиций (табл. 1) с уровнем легированности, превышающим 40 % (табл. 2, коэффициент K_1). Поэтому дальнейшее повышение их свойств за счет дополнительного легирования практически невозможно, поскольку это может привести к потере способности металла к деформации.

С целью определения и обоснования параметров ВТОР в процессе выплавки сплавов ЭП220 и ЭП929

Таблица 1

Химический состав изученных жаропрочных сплавов, % (по массе)

Сплав	Ni	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	B	Fe
ЭП929	осн.	0,07	11,0	13,3	5,0	5,5	4,0	1,8	0,02	–
ЭП220	осн.	0,08	10,5	15,0	6,6	6,0	4,4	2,5	0,02	$\leq 3,0$

Таблица 2

**Некоторые характеристические температуры и коэффициенты
для расплавов жаропрочных сплавов ЭП220 и ЭП929**

Сплав	$t_{ан}, ^\circ\text{C}$	$t_{г}, ^\circ\text{C}$	$t_{к}, ^\circ\text{C}$	$\Delta t_{ту}$	$\Delta t_{ин}$	K_1	K_2	K_3	K_4
ЭП929	1560	1660	1750	130	100	41	25	11	31,5
ЭП220	1470	1600	1650	60	130	48	31,5	12	38

провели исследования их образцов в жидком и твердом состояниях.

Температурные зависимости кинематической вязкости ν и удельного электросопротивления ρ схематично представлены на рис. 1. Приведенные результаты свидетельствуют о неравновесности расплава после плавления шихты и существовании возможности изменения его структуры путем нагрева до температур, превышающих критическую (t_k).

Наиболее информативными являются политермы электросопротивления, позволяющие проследить процесс поэтапного изменения структуры расплавов. На первом из них, в интервале температур t_L и $t_{ан}$ (см. рис. 1), величина ρ незначительно возрастает, что связано с увеличением рассеяния электронов проводимости с повышением температуры на тепловых колебаниях атомов (фононное рассеяние). В определенной степени этот температурный интервал характеризует термическую устойчивость первичной структуры расплава, сформировавшейся после плавления шихтовых материалов, т.е. $\Delta t_{ту} = t_{ан} - t_L$.

Величина $\Delta t_{ту}$, по видимому, зависит от различных технологических факторов, в частности, и от химического состава. Исходя из данных (табл. 2 и рис. 2), отметим увеличение температурного интервала термической устойчивости структуры расплава после плавления с понижением коэффициента легированности сплава K_1 (сумма всех легирующих элементов), коэффициента K_2

(сумма элементов, упрочняющих твердый раствор) и коэффициента K_4 (сумма карбидообразующих элементов). Величины коэффициента K_3 , отражающего формирование упрочняющей γ' -фазы в изучаемых сплавах близки, и поэтому его влияние на $\Delta t_{ту}$ не прослеживается.

В интервале температур $t_{ан}$ и t_g наблюдается интенсивная перестройка структуры жидкого металла, связанная с ее переходом в более равновесное состояние, сопровождающаяся усилением межатомного взаимодействия и, как следствие, увеличением электросопротивления. Величина температуры гистерезиса t_g , также как и $t_{ан}$, повышается с уменьшением значений K_1 , K_2 и K_3 , но при этом температурный интервал интенсивной структурной перестройки расплава $\Delta t_{ин} = t_g - t_{ан}$ сокращается.

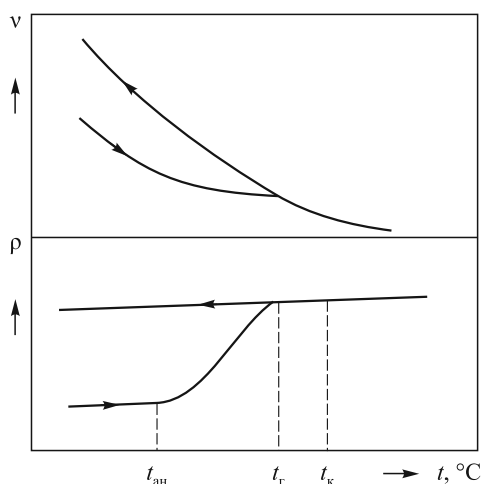


Рис. 1. Схема политерм кинематической вязкости (ν), удельного электросопротивления (ρ) и расположения характерных температур жаропрочных сплавов

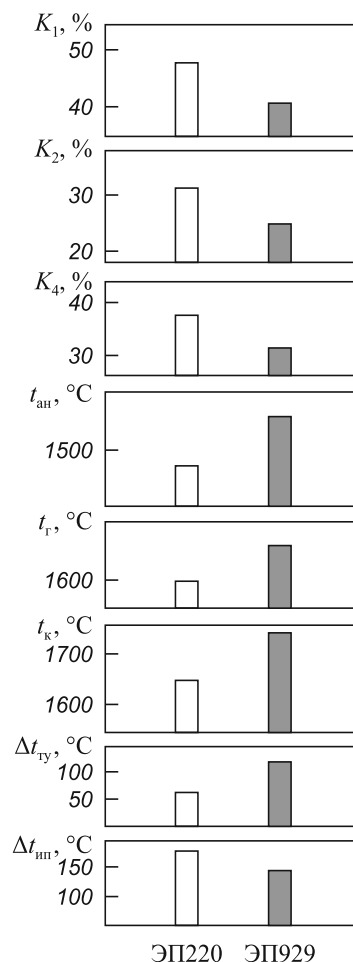


Рис. 2. Некоторые характеристические температуры и коэффициенты для расплавов жаропрочных сплавов ЭП220 и ЭП929

В температурном интервале $\Delta t_{\text{ин}}$ еще сохраняется возможность частичного восстановления фрагментов первичной структуры при охлаждении жидкого металла и только нагрев сплава до $t_{\text{нагр}} > t_{\text{к}}$ завершает формирование равновесной структуры. Величина критической температуры также определяется уровнем коэффициентов K_1 , K_2 и K_3 и с их уменьшением $t_{\text{к}}$ возрастает (см. рис. 2). Вывод о важной роли нагрева расплава до или выше критической температуры подтверждается результатами рентгеноструктурных исследований.

Совокупность полученных экспериментальных данных свидетельствует о том, что при 1500 °С исходное состояние расплава является микронеоднородным. Поэтому второй максимум интенсивности рассеяния рентгеновского излучения, характеризующий наличие тонкой структуры, имеет вид триплета. Обнаруженные субпики являются рефлексам от разных структурных составляющих расплава. Часовая выдержка жидкого металла при температуре 1500 °С не привела к изменению структурного фактора. Только нагрев до 1700 °С с последующим охлаждением до 1500 °С сопровождается изменением в структуре расплава. Тонкая структура второго максимума исчезает, его форма становится гладкой, что и соответствует более однородному и равновесному строению жидкого металла.

Влияние состояния расплава перед затвердеванием на структуру литого металла исследовали на образцах лабораторных плавов, выплавленных по следующему режиму:

– нагрев образцов сплавов марочного состава до определенных температур ($t_{\text{нагр}}$);

– выдержка при $t_{\text{нагр}}$ продолжительностью 10 или 20 мин;

– охлаждение до 1570 °С со скоростью 10 °С/мин;

– выдержка при 1570 °С в течение 10 мин;

– охлаждение до 1250 °С со скоростью 20 °С/мин;

– выключение печи.

Всего выполнено 18 плавов по шести вариантам, режимы которых приведены в табл. 3.

Анализируя данные табл. 3, прежде всего отметим влияние состояния расплава на угол смачиваемости им стенок тигля: чем больше величина этого параметра, тем выше вероятность образования поверхностных дефектов слитка.

Изменения угла смачиваемости, формы усадочной раковины и характера расположения усадочных дефектов в теле слитка свидетельствуют о большей предпочтительности макроструктуры металла, выплавленного с нагревом расплава до 1660 °С.

Нагрев расплава выше $t_{\text{к}}$ приводит к изменению микроструктуры. Так, например, в образцах варианта 1 и 2 выявлены крупные, хаотично расположенные дендриты (рис. 3, а). Повышение температуры нагрева расплава до 1660 °С в варианте плавки 3 (см. табл. 3) способствует увеличению степени их дисперсности, но крупнозернистое строение сохраняется (рис. 3, б). Наиболее существенные различия наблюдаются между образцами 2 и 6. Выплавка с нагревом расплава до 1660 °С и выдержка его при этой температуре около 20 мин приводит не только к измельчению дендритной структуры литого металла, но и создает условия для их

Таблица 3

Режимы модельных плавов и результаты исследований микроструктуры образцов сплава ЭП220

Показатель	Варианты плавов					
	1	2	3	4	5	6
Температура нагрева, $t_{\text{нагр}}$, °С	1600	1600	1660	1700	1750	1660
Продолжительность выдержки при $t_{\text{нагр}}$, мин	10	10	10	10	10	20
Угол смачиваемости расплавом стенок тигля, град	115	111	81	103	98	87
Расстояние между осями второго порядка, d_{II} , мкм	77,7	75,6	61,0	66,3	58,5	59,6
Микротвердость матрицы, μ , МПа	4200	4260	4890	4470	4640	5280

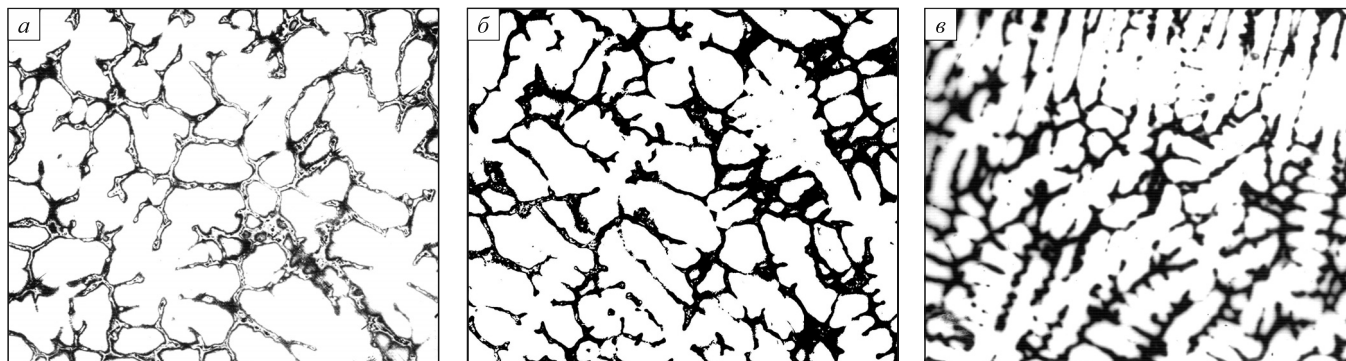


Рис. 3. Структура модельных образцов сплава ЭП220, выплавленного по режимам 1 (а), 4 (б), 6 (в) (см. табл. 3)

Результаты исследований свойств сплава ЭП220

Вариант выплавки	Механические свойства при 950 °С			Долговечность при 900 °С и нагрузке 280 МПа, ч	Микротвердость матрицы, МПа	Плотность, кг/м ³
	σ_B , МПа	δ , %	φ , %			
Опытный	578	18,1	19	90	5450	8397
Серийный	573	13,6	10	76	5110	8364
Требования технических условий	492	6	9	50	–	–

строгой ориентации в направлении осей *I* и *II* порядков (рис. 3, в).

Образцы шестого варианта выплавки обладают наибольшей микротвердостью (см. табл. 3), уровень которой возрос на 23 %. По аналогии с другими жаропрочными сплавами, по видимому, можно сделать вывод о том, что существенный рост микротвердости матрицы достигнут за счет увеличения в ней количества и дисперсности вторичной γ' -фазы.

Таким образом, результаты исследований свидетельствуют об интенсивном переходе структуры расплава в равновесное состояние при нагреве до критической температуры. Это приводит к существенным изменениям структуры и свойств литого металла. Эффект высокотемпературного нагрева (~1660 °С) усиливается при увеличении продолжительности выдержки расплава до 20 мин. Дальнейшее увеличение температуры нагрева сплава не приводит к заметным изменениям структуры и свойств литого металла.

Используя полученные экспериментальные данные, были разработаны режимы опытной технологии выплавки сплавов в промышленной индукционной печи. После расплавления обычных шихтовых материалов температуру расплава повышали до 1650 – 1660 °С и выдерживали при этой температуре в течение 10 мин. Затем за 5 – 10 мин охлаждали жидкий металл до 1550 °С. После присадки ферробора и никельмагниевого лигатуры расплав нагревали перед выпуском до 1570 – 1590 °С. Все последующие операции, включая выпуск, разливку, обработку слитков, вакуумно-дуговой переплав, деформационный передел сплава и термообработку, осуществляли по существующей технологии.

Контроль качества металла проводили в литом состоянии и после передела. Размер и расположение усадочных дефектов позволили снизить обрезь слитков на 30 см. Поверхностные дефекты (завороты корки, рванины и раковины) на опытном металле исключительно редки и распространены на глубине не более 3 мм. Хорошее качество поверхности слитков обусловило повышение выхода годного литого металла для последующего передела на 4 %.

После проката в сорт опытный металл полностью соответствовал требованиям технических условий. При этом временное сопротивление разрыву σ_B , характеристики пластичности (δ и φ), время до разрушения при 900 °С и нагрузке 280 МПа, микротвердость матрицы и плотность значительно превышали средние показатели серийного металла (табл. 4). Следует также отметить высокую стабильность результатов испытаний металла разных опытных плавов по всем контролируемым характеристикам в отличие от плавов серийной технологии.

Таким образом, структура жидких жаропрочных сплавов при нагреве до определенных температур становится более равновесной. В процессе кристаллизации такого расплава формируется литой металл, характеризующийся более мелкой зеренной структурой, повышенной степенью дисперсности дендритов, большей плотностью и микротвердостью матрицы. Реализация опытных режимов ВТОР в промышленных условиях позволяет улучшать пластичность, повысить длительную прочность и увеличить выход годного.

Вместе с тем, подчеркнем, что в предлагаемой технологии использованы не все резервы, заложенные в структуре сплава, прошедшего высокотемпературную обработку в жидком состоянии. Дополнительный эффект может быть достигнут увеличением продолжительности выдержки расплава при $t_{нагр} = 1650$ °С, оптимизацией режимов ВДП, технологии деформирования и термообработки с учетом структурных изменений твердого металла опытной технологии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
2. Барышев Е.Е., Тягунов А.Г., Степанова Н.Н. Влияние структуры расплава на свойства жаропрочных сплавов в твердом состоянии. – Екатеринбург: УрО РАН, 2010. – 199 с.
3. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. // Сталь. 1996. № 6. С.16 – 20.

© 2013 г. А.Г. Тягунов, Е.Е. Барышев,
Г.В. Тягунов, В.Б. Михайлов
Поступила 5 июля 2013 г.