



Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин

Е.Н. Каблов

Н.В. Петрушин

Л.Б. Василенок

Г.И. Морозова

Сентябрь 1999

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем 30 научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в 4 филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Статья подготовлена для опубликования в
журнале «Материаловедение», № 2, 2000 г.

Электронная версия доступна по адресу: www.viam.ru/public

Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин

Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Л.Б. Василенок,
Г.И. Морозова

Всероссийский институт авиационных материалов

Рассмотрены особенности легирования, фазового состава и физико-химические параметры ренийсодержащих литейных жаропрочных никелевых сплавов. Представлены экспериментальные результаты и даны анализ влияния рения на распределение элементов между γ' -, γ - и MeC-фазами, температуры растворения γ' -фазы, солидуса и ликвидуса, периоды кристаллических решеток γ' - и γ -фаз, характеристики самодиффузии никеля (63) жаропрочных сплавов направленной кристаллизации (поликристаллических со столбчатой структурой и монокристаллических, а также эвтектических композитов).

Среди трех основных групп жаропрочных материалов на никелевой, железной и кобальтовой основах как по объему производства, так и по широте использования лидирующее место занимают никелевые сплавы. Из никелевых сплавов изготавливаются наиболее ответственные и тяжело нагруженные детали горячего тракта газотурбинных двигателей и установок (диски, рабочие и сопловые лопатки турбины, камера сгорания, крепеж и т.д.) авиационного, морского и наземного назначения.

Жаропрочные свойства никелевых сплавов определяются высокими коррозионными свойствами никеля, а также способностью образовывать широкие области ГЦК γ -твердых растворов замещения со многими металлами Периодической системы элементов и дисперсные выделения интерметаллидной фазы с ГЦК кристаллической решеткой типа Cu_3Al на основе соединения Ni_3Al (γ' -фаза).

Начиная с 60-х годов основной тенденцией в разработке литейных жаропрочных никелевых сплавов было непрерывное увеличение количества

γ' -фазы в γ -матрице путем увеличения содержания Al и снижения содержания Cr, дополнительное легирование тугоплавкими переходными металлами (Mo, W, Ta, Hf), а также микролегирование B, Zr, Y и редкоземельными элементами (La, Ce и др.). В области технологии литья лопаток для газотурбинных двигателей (ГТД) происходит переход от равноосной к однонаправленной кристаллизации. Применение лопаток со столбчатой структурой зерен и монокристаллических из обычных жаропрочных сплавов позволило повысить температуру газа на входе в турбину на 100–150°C. Однако результаты длительной эксплуатации монокристаллических лопаток показали, что для реализации их потенциальных возможностей следует создавать специальные жаропрочные сплавы [1–5]. В итоге были созданы монокристалльные жаропрочные сплавы (I поколение), которые обеспечили повышение рабочей температуры лопаток на ~20°C по сравнению с лопатками со столбчатой структурой. Дальнейшее развитие сплавов для монокристалльного литья лопаток шло в направлении совершенствования металлургической выплавки, применения шихтовых материалов повышенной чистоты, использования в системах легирования новых химических элементов, а также применения компьютерных методов поиска оптимальных составов сплавов. Это привело к разработке монокристалльных сплавов, в которых в качестве одного из основных легирующих элементов использован рений. Его концентрация в сплавах II поколения достигает ~3% (мас.), а в сплавах III поколения концентрация рения увеличена до 5–6% [2, 4–7]. Сплавы с рением обладают повышенными характеристиками высокотемпературной длительной прочности, усталости и термостойкости. При этом среди жаропрочных никелевых сплавов эвтектические ренийсодержащие композиты γ/γ' -MeC (здесь γ/γ' -матрица γ -твердого раствора, упрочненного частицами γ' -фазы; MeC – волокна монокарбидов на основе ниобия или тантала [8]), получаемые направленной кристаллизацией, имеют наиболее высокую температурную работоспособность (рис. 1).

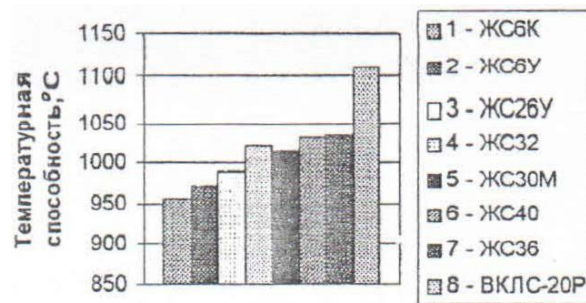


Рисунок 1. Температурная способность при 140 МПа и 1000 ч литейных жаропрочных никелевых сплавов с равноосной (ЖС6К, ЖС6У), столбчатой (ЖС26У, ЖС32), монокристаллической (ЖС30М, ЖС36, ЖС40) и, естественно, композиционной (ВКЛС-20Р) структурами

В табл. 1 приведены марки основных и перспективных ренийсодержащих литейных жаропрочных никелевых сплавов, применяемых в России и за границей, с указанием их типичного химического состава.

Ренийсодержащие жаропрочные монокристалльные сплавы имеют близкие системы легирования, формирующие их гетерофазное строение: сложнолегированный γ -твердый раствор (матричная γ -фаза) и когерентные с ним упрочняющие дисперсные частицы γ' -фазы. В сплавах с поликристаллической структурой реализуется упрочнение карбидами и боридами различного типа. В сплавах эвтектического типа с естественно-композиционной структурой γ/γ' -MeC карбидное упрочнение является определяющим: сформированные в процессе направленной кристаллизации с плоским фронтом роста MeC-карбиды в виде непрерывных нитевидных кристаллов (волокон, стержней) реализуют при высоких температурах композиционный механизм упрочнения.

Таблица 1.

Химический состав (% (мас.)) основных и перспективных жаропрочных ренийсодержащих никелевых сплавов (Ni – остальное) для лопаток ГТД [1, 2, 4–8]

Сплав	Способ литья	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Hf	Другие элементы
TRW-VIA	Р	6,1	1,0	2,0	5,8	0,5	9,0	5,4	7,5	0,43	0,13 C; 0,5 Nb
RENE 150	Н	5,0	–	1,0	5,0	3,0	6,0	5,5	12	1,5	0,05 C; 2,2 V
ЖС32	Н	5,0	–	1,0	8,3	4,0	4,0	6,0	9,0	–	0,15 C; 0,015 B; 1,5 Nb
CM-186LC	Н	6,0	0,7	0,5	8,0	3,0	3,0	5,7	9,0	1,4	0,07 C; 0,015 B; 0,05 Zr
PWA-1426	Н	6,5	–	1,7	6,5	3,0	4,0	6,0	10	1,5	0,10 C; 0,015 B; 0,05 Zr
RENE 142	Н	6,6	–	1,5	4,9	2,8	6,4	6,2	12	1,5	0,12 C; 0,015 B; 0,03 Zr
203E	М	5,0	1,0	2,0	5,0	3,0	6,5	5,5	–	–	0,005 C; 0,5 V
ЖС36	М	4,0	1,0	1,0	12	2,0	–	6,0	9,0	–	1,1 Nb
CMSX-4	М	6,5	1,0	0,6	6,0	3,0	6,5	5,6	9,0	0,1	–
TUT-92	М	8,7	1,2	1,2	7,0	0,8	6,2	5,4	–	–	–
RENE N5	М	7,0	–	2,0	5,0	3,0	7,0	6,2	8,0	0,15	0,05 C; 0,004 B
SC-180	М	5,0	1,0	2,0	5,0	3,0	8,5	5,2	10	–	–
PWA-1484	М	5,0	–	2,0	6,0	3,0	8,7	5,6	10	–	–
TMS-71	М	6,0	–	6,4	–	2,5	8,4	5,7	6,0	–	–
RENE N6	М	4,2	–	1,4	6,0	5,4	7,2	5,75	12,5	–	0,05 C; 0,004 B
CMSX-10	М	2,0	0,2	0,4	5,0	6,0	8,0	5,7	3,0	0,15	0,1 Nb
R162	М	4,5	–	–	5,75	6,25	7,0	6,25	12,5	0,15	0,05 C; 0,004 B
TMS-75	М	3,0	–	2,0	6,0	5,0	6,0	6,0	12	0,1	–
ВКЛС-20P	НЭ	4,0	–	–	12	4,0	–	6,2	9,0	–	0,40 C; 4 Nb
NITAC-13	НЭ	4,4	–	–	3,1	6,2	8,1	5,4	3,3	–	0,54 C; 5,6 V
NITAC-3-116A	НЭ	1,9	–	–	–	6,3	8,2	6,5	3,7	–	0,25 C
NITAC-C	НЭ	4,0	–	3,0	4,5	6,6	11,7	5,5	3,9	–	0,45 C; 0,01 B
COTAC-784	НЭ	4,0	–	4,0	4,0	4,0	–	6,5	10	–	0,45 C; 4 Nb

Примечание. Р – равноосное литье; Н – направленная кристаллизация; М – монокристалльное литье; НЭ – направленная кристаллизация эвтектик.

Формирование литой структуры жаропрочных сплавов начинается при кристаллизации с образования в относительно небольшом ($\sim 20^\circ\text{C}$) интервале температур кристаллов γ -фазы в форме дендритов. Далее, одновременно с затвердением междендритной жидкости, образуются карбиды MeC по эвтектической реакции $\text{Ж} \leftrightarrow \gamma + \text{MeC}$. Заканчивается формирование литой структуры сплава кристаллизацией неравновесных фаз: γ' -фазы эвтектического происхождения ($\gamma'_{\text{вт}}$), двойных карбидов типа Me_6C , ОЦК твердых растворов на основе Mo или W (α -фаза). Дисперсные частицы γ' -фазы образуются в результате распада перенасыщенной γ -фазы в процессе охлаждения с температуры ниже температуры полного растворения γ' -фазы (γ' -солвус). Этот процесс, протекая с небольшим ($5\text{--}20^\circ\text{C}$) переохлаждением относительно γ' -солвуса, носит спонтанный характер, обусловленный

гомогенным зарождением и дальнейшим ростом частиц γ' -фазы при малых путях диффузии атомов сплава.

В ренийсодержащих сплавах из-за ликвации или несбалансированности химического состава дополнительно образуются вредные μ -, σ - и P -фазы (ТПУ фазы). Наиболее опасная температурная область выпадения ТПУ фаз совпадает с интервалом рабочих температур рабочих лопаток ГТД (1000–1150°C) [7, 9].

В настоящее время жаропрочные никелевые сплавы разрабатывают с применением компьютерных методов расчета, в основу которых положены определенные критерии фазовой стабильности и система регрессионных уравнений, описывающих концентрационные зависимости характеристик жаропрочности и жаростойкости, объемной доли упрочняющей γ' -фазы, коэффициентов распределения легирующих элементов между фазами, температуры полного растворения γ' -фазы, солидуса, ликвидуса, периодов решеток γ' - и γ -фаз, плотности и т.д. Для жаропрочных сплавов, представленных в табл. 1, были проведены такие расчеты. Их результаты приведены в табл. 2. Анализ этих данных показывает, что тенденцией в развитии литейных жаропрочных сплавов является направление одновременного повышения количества упрочняющей γ' -фазы, температуры полного растворения γ' -фазы и солидуса сплава за счет снижения концентраций Cr, Co, Ti и Hf, сбалансированного увеличения суммарного содержания γ' -образующих (Al, Ta) и тугоплавких (Mo, W, Re, Ta) металлов, исключения из комплекса легирующих элементов ванадия и ниобия. При этом важнейшая роль в достижении сбалансированного легирования отводится рению и определенному соотношению вольфрама и тантала в сплаве и в γ' -фазе, как правило, эти отношения концентраций $W/Ta \approx 1$ [10, 11].

Таблица 2.

Температуры фазовых превращений, количество γ' -фазы и плотность жаропрочных ренийсодержащих никелевых сплавов для лопаток ГТД

Сплав	$T_{п.р.\gamma'}$, °C	$T_{эвт}$, °C	T_S , °C	T_L , °C	$V_{\gamma'}$, °C	d , г/см ³
TRW-VIA	1285	1288	1302	1366	64,5	8,72
ЖС32	1273	1306	1345	1412	67,3	8,77
RENE 150	1257	1273	1325	1384	54,8	8,74
CM-186LC	1253	1272	1337	1386	64,6	8,70
PWA-1426	1239	1268	1342	1381	64,3	8,68
RENE 142	1271	1273	1338	1376	67,0	8,68
203E	1332	1325	1355	1395	64,9	8,75
ЖС36	1295	1305	1337	1409	64,6	8,70
SC-180	1306	1316	1317	1410	64,5	8,91
CMSX-4	1282	1317	1339	1404	71,7	8,59
TUT-92	1278	1321	1339	1388	64,4	8,65
RENE N5	1304	1317	1336	1387	74,2	8,69
PWA-1484	1304	1314	1350	1403	69,9	8,98
R162	1283	1323	1337	1446	79,1	8,89
TMS-71	1295	1316	1358	1436	66,3	8,66
RENE N6	1291	1315	1365	1439	65,0	9,02
CMSX-10	1359	1348	1394	1441	56,0	9,01
TMS-75	1319	1324	1365	1443	64,8	8,90
БКЛС-20P	1260	–	1358	–	60,0	8,80
NITAC-13	1204	–	1346	–	60,0	8,69
NITAC-3-116A	–	–	–	–	–	8,60
NITAC-C	–	–	–	–	–	–
COTAC-784	–	–	–	–	–	–

Примечание. Для эвтектических сплавов приведены экспериментальные значения характеристик [8]. $T_{п.р.\gamma'}$ – температура полного растворения γ' -фазы; $T_{эвт}$ – температура начала плавления неравновесных фаз эвтектического происхождения; T_S – солидус; T_L – ликвидус; $V_{\gamma'}$ – массовая доля γ' -фазы; d – плотность.

Положительное влияние рения на механические свойства никелевых сплавов известно с 60-х годов [12], однако его причины еще полностью не установлены. Так, например, несмотря на отсутствие результатов прямых экспериментов по влиянию рения на диффузию атомов компонентов никелевых сплавов, утверждается по косвенным данным, что в ренийсодержащих жаропрочных никелевых сплавах все диффузионно контролируемые процессы протекают с низкими скоростями и,

соответственно, менее интенсивно происходит разупрочнение сплава под воздействием высоких температур и напряжений [4].

Анализ механизмов твердорастворного упрочнения [13] применительно к никелевым сплавам показывает, что среди комплекса химических элементов наибольший вклад в упрочнение γ -твердого раствора дает рений. По величине вклада в упрочнение они, по-видимому, располагаются в следующий ряд (при условии одинаковой атомной концентрации): Al, Ti, Nb, V, Ta, Co, Cr, Mo, W, Re.

Дополнительный вклад в упрочнение никелевых сплавов, легированных рением, согласно [14], вносит ближнее упорядочение атомов рения, обнаруженное в концентрированных никель-рениевых γ -твердых растворах.

Здесь уместно отметить, что хорошо известный рениевый эффект – одновременное повышение прочности и пластичности сплавов вольфрама, молибдена и хрома с рением – также не нашел однозначного объяснения [15]. К основным причинам уникального влияния рения на свойства этих сплавов относят образование сложных оксидов, изменение электронного строения сплавов и характера дислокационной структуры, образование двойников деформации, повышение растворимости примесей внедрения и др.

Приводимые ниже результаты выполненной авторами работы не претендуют на роль исчерпывающих, а только дают некоторые представления о влиянии рения на фазовый состав, физико-химические и структурные параметры литейных жаропрочных никелевых сплавов, из которых изготавливаются рабочие лопатки современных авиационных газотурбинных двигателей.

Распределение рения между фазами

В жаропрочных никелевых сплавах, согласно данным физико-химического фазового анализа, легирующие элементы распределяются между γ' -фазой и находящимся с ней в равновесии γ -твердым раствором в соответствии со своими коэффициентами распределения K_i ($K_i = C_i[\gamma'] / C_i[\gamma]$), где C_i –

концентрация i -го элемента в фазе в % (ат.)). Элементы V, Co, Cr, Mo, Re растворяются главным образом в γ -твердом растворе, а Al, Ti, Nb, Ta, Hf – преимущественно в γ' -фазе (табл. 3). При этом наименьшей растворимостью в многокомпонентной γ' -фазе обладает рений, который легирует, в основном, γ -твердый раствор (в фазе на основе монокарбида MeC рений обнаружен на уровне примеси). Здесь уместно отметить, что по данным [16, 17] максимальная растворимость рения в γ' -фазе трехкомпонентной системы Ni–Al–Re составляет ~1% (ат.), что значительно меньше растворимости молибдена (5,8% (ат.)) и вольфрама (5,2% (ат.)) в γ' -фазе соответствующих трехкомпонентных систем Ni–Al–X (X=Mo, W) [18, 19].

Таблица 3.

Химический состав фаз (% (мас.)) литейных жаропрочных никелевых сплавов (Ni – остальное)

Сплав	Фаза	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Hf	Другие элементы
ЖС26	–	4,4	0,9	1,1	11,9	–	–	5,9	8,5	–	0,13 C; 1,7 Nb; 0,9 V
	62% γ'	2,6	1,1	0,5	11,0	–	–	6,5	8,2	–	2,0 Nb; 1,0 V
	γ	10,9	0,7	2,0	11,2	–	–	5,4	12,3	–	0,2 Nb; 1,0 V
	MeC	–	11,3	5,6	49,3	–	–	–	–	–	33,8 Nb
ЖС30	–	7,0	1,9	0,7	11,8	–	–	5,2	8,5	0,8	0,15 C; 0,9 Nb
	59% γ'	2,3	2,2	0,2	8,9	–	–	7,5	7,3	1,0	1,4 Nb
	γ	14,2	1,9	1,0	15,7	–	–	1,8	14,6	0,2	0,4 Nb
	MeC	–	18,5	–	27,2	–	–	–	–	21,0	33,3 Nb
ЖС32	–	5,0	–	1,0	8,3	4,0	4,0	6,0	9,0	–	0,15 C; 1,5 Nb
	62% γ'	2,0	–	0,6	8,9	0,5	4,1	8,0	7,0	–	1,7 Nb
	γ	12,2	–	1,4	7,3	5,3	3,0	1,9	13,5	–	0,6 Nb
	MeC	–	–	3,7	23,2	–	34,1	–	–	–	39,0 Nb
ЖС40	–	6,2	–	4,7	7,7	–	7,3	5,0	–	–	–
	56% γ'	1,9	–	1,8	5,6	–	11,0	6,8	–	–	–
	γ	11,5	–	8,2	10,3	–	2,7	2,8	–	–	–
ВКЛС-20	–	4,7	–	0,8	11,3	–	–	5,9	10,2	–	0,38 C; 3,3 Nb; 0,9 V
	63% γ'	2,5	–	0,7	11,1	–	–	7,9	8,9	–	2,4 Nb; 0,8 V
	γ	9,1	–	0,8	10,9	–	–	2,9	13,7	–	0,8 V
	MeC	2,8	–	2,1	21,7	–	–	–	1,0	–	62,8 Nb; 2,1 V; 6,9 Ni
ВКЛС-20P	–	3,9	–	–	10,8	3,4	–	5,8	9,5	–	0,36 C; 3,6 Nb
	60,3% γ'	2,2	–	–	11,6	1,0	–	8,1	7,0	–	2,3 Nb
	γ	7,0	–	–	8,8	7,7	–	2,5	14,2	–	0,5 Nb
	MeC	2,7	–	–	20,5	–	–	–	1,0	–	69,8 Nb; 6,0 Ni

Примечание. Состав фаз в сплавах изучали методом физико-химического фазового анализа [22]. MeC – состав металлической части карбида.

В зависимости от химического состава сплава коэффициенты распределения легирующих элементов между γ' - и γ -фазами могут изменяться в ту или другую сторону, однако остаются всегда меньше единицы для γ -стабилизирующих элементов (Re, Cr, Mo, Co, V) и больше единицы для γ' -образующих элементов (Al, Ti, Ta, Nb, Hf). Исключение составляет K_W , типичные значения которого (в зависимости от химического состава сплава) лежат в интервале 0,5–1,5. При этом экспериментально установлено, что K_W существенным образом зависит от легирования сплава рением. Под влиянием рения, растворяющегося главным образом в γ -твердом растворе ($K_{Re} \approx 0,1$), большая часть вольфрама входит в состав интерметаллидной γ' -фазы, а коэффициент распределения вольфрама между фазами становится больше единицы (рис. 2). В результате повышения легированности γ' -фазы вольфрамом, а γ -твердого раствора рением изменяются в положительную сторону характеристики этих фаз. В частности, заметно улучшается структурная стабильность γ' -фазы [20], поскольку, как известно [21], легирование фазы вольфрамом в наибольшей степени (по сравнению с другими легирующими элементами, например Mo, Ta и Nb) приводит к увеличению межатомного взаимодействия в кристаллической решетке интерметаллида $Ni_3(Al, Me)$, где $Me=W, Mo, Ta$. С этой точки зрения положительный эффект от легирования рением проявляется не только непосредственно – через механизмы твердорастворного упрочнения γ -фазы, но и косвенно (через вольфрам) влияет на дисперсионное упрочнение частицами γ' -фазы.



Рисунок 2. Влияние рения на коэффициент распределения вольфрама между γ' - и γ -фазами жаропрочных никелевых сплавов

Таким образом, распределение вольфрама – элемента, контролирующего структурную стабильность γ/γ' -матрицы, между фазовыми составляющими более благоприятное в ренийсодержащих жаропрочных никелевых сплавах. Однако следует иметь в виду, что предельная растворимость вольфрама в γ' -фазе жаропрочных никелевых сплавов невелика ($\sim 3\%$ (ат.)). Поэтому при больших концентрациях рения такой сплав может быть склонен к образованию нестабильных выделений γ' -фазы.

Важнейшими характеристическими параметрами никелевых жаропрочных сплавов являются температуры полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе ($T_{п.р}$) и солидуса (T_S). Они не только являются одними из основных факторов термической стабильности никелевых сплавов, но и определяют в первом приближении уровень их жаропрочности. С повышением факторов $T_{п.р}$ и T_S возрастает высокотемпературная длительная прочность никелевых жаропрочных сплавов с различной ростовой структурой: равноосная или направленная кристаллизация, монокристалл, эвтектический композит [4, 8, 23, 24]. К структурным факторам термостабильности никелевых сплавов относятся периоды кристаллических решеток γ -твердого раствора (a_γ), γ' -фазы ($a_{\gamma'}$) и их размерное несоответствие $\Delta_{\gamma-\gamma'}=(a_\gamma-a_{\gamma'})/a_\gamma$. Показано, что условием высокой жаропрочности этих материалов является небольшое положительное размерное несоответствие кристаллических решеток γ - и γ' -фаз ($\Delta_{\gamma-\gamma'}=0,25-0,35\%$), слабо зависящее от температуры [25, 26].

Кинетическим параметром, от которого непосредственно зависят жаропрочные свойства, является диффузионная подвижность атомов элементов i , характеризуемая коэффициентами самодиффузии D_i [27].

В продолжение настоящей статьи будут рассмотрены результаты экспериментальных исследований, показывающие влияние рения на указанные факторы термической стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов.

(Продолжение следует)

Список литературы:

1. Superalloy II. High-temperature materials for Aerospace and industrial Power. New York, Chichester, Brisbane, Toronto, Singapore: A Willey-Interscience Publication. 1986. 603 p.
2. Erickson G.L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines // Materials for Advanced Power Engineering / Part II. Proc. of a Conf. Belgium, 3–6 okt. 1994. Kluwer Academic Publishers. 1994. P. 1055–1074.
3. Орехов Н.Г., Глезер Г.М., Кулешова Е.А., Толораия В.Н. Современные литейные жаропрочные сплавы для рабочих лопаток газотурбинных двигателей // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. №7. С. 32–35.
4. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. – М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
5. Erickson G.L. A new third generation single crystal, casting superalloy // J. of Metals. 1995. V. 47. April. N 4. P. 36–39.
6. Kobayashi T., Koizumi Y., Nakazawa S., Yamagata T., Harada H. Design of high rhenium containing single crystal superalloys with balanced intermediate and high temperature creep strengths // Published in Proceedings of the Fourth International Charles Parsons Turbine Conference on «Advances in Turbine Materials, Design and Manufacturing», held at Newcastle upon Tyne. UK. 4–6 November 1997. The Institute of Materials. P. 766–773.
7. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой // Материаловедение. 1997. Ч. 1. №4. С. 32–39; Ч. 2. №5. С. 14–17.
8. Качанов Е.Б., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Жаропрочные эвтектические сплавы с карбидно-интерметаллидным упрочнением // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. №4. С. 24–29.
9. Dorolia R., Lahrman D.F., Field R.D. Formation of topologically closed packed phases in nickel-base single crystal superalloys // Superalloys 1998 / Ed. S. Reichman, D.N. Duhl, G. Mauerer et al. A Publication of the Metallurgical Society. Seven Springs Mountain Resort. 1988. P. 255–265.
10. Yamagata T., Harada H., Nakazawa S., Yamazaki M. Effect of Ta/W ration in γ' -phase on creep strength of nickel-base single crystal superalloys // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1986. V. 26. N 7. P. 638–641.
11. Matsugi K., Murata Y., Morinaga M., Yukawa N. Realistic advancement for nickel-based single crystal superalloys by the d-electrons concept // Superalloys 1992 / Ed. S.D. Antolovich, R.W. Stusrud, R.A. MacKay et al. A Publication of the Minerals, Metals,

- Materials Society. Seven Springs Mountain Resort, Champion, Pennsylvania. 1992. P. 307–316.
12. Савицкий Е.М., Тылкина М.А., Поварова К.Б. Сплавы рения. – М.: Наука, 1965. 335 с.
 13. Физическое металловедение. В 3-х т., 3-е изд., перераб. и доп. / Под ред. Р.У. Кана, П.Т. Хаазена. Т. 3: Физико-механические свойства металлов и сплавов. – М.: Metallurgia, 1987. 663 с.
 14. Blavette D., Caron P., Khan T. An atom probe investigation of the role rhenium additions in improving creep resistance of Ni-base superalloys // Scripta metallurgica. 1986. V. 20. N 10. P. 1395–1400.
 15. Савицкий Е.М., Тылкина М.А., Кониева Л.З. О механизме рениевого эффекта // Исследование и применение сплавов рения (к 50-летию открытия рения). – М.: Наука, 1975. С. 35–42.
 16. Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Чабина Е.Б., Дьячкова Л.А. Фазовые превращения и структура направленно закристаллизованных интерметаллидных сплавов Ni–Al–Re // Металлы. 1994. №3. С. 85–93.
 17. Saunders N. Phase diagram calculations for Ni-based superalloys // Superalloys 1996 / Ed. by R.D. Kissinger, D.J. Deye, D.L. Anton et al. A Publication of the Minerals, Metals, Materials Society. Seven Springs Mountain Resort, Champion, Pennsylvania, 1996. P. 101–110.
 18. Hong Y.M., Nakajima H., Suzuki T. The solvus surface in Ni–Al–X {X: Cr, Mo and W} ternary systems // IS-IJ International. 1989. V. 29. N 1. P. 78–84.
 19. Удовский А.Л., Олдаковский И.В., Молдавский В.Г. Теоретические и экспериментальные исследования фазовых равновесий системы Ni–NiAl–W в интервале 900–1500°C // Металлы. 1991. №4. С. 112–123.
 20. Бронфин М.Б., Другова И.А. О влиянии легирования на процессы сублимации и диффузии в γ' -фазе никелевых сплавов // Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. – М.: Наука, 1978. С. 138–146.
 21. Портной К.И., Богданов В.И., Фукс Д.Л. Расчет взаимодействия и стабильности фаз. – М.: Metallurgia, 1981. 248 с.
 22. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. Изд. 2-е. – М.: Metallurgia, 1978. 336 с.
 23. Логунов А.В., Петрушин Н.В., Кулешова Е.А., Должанский Ю.М. Прогнозирование влияния структурных факторов на механические свойства жаропрочных сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1981. №6. С. 16–20.
 24. Патон Б.Е., Строганов Г.Б., Кишкин С.Т. и др. Жаропрочность литейных никелевых

- сплавов и защита их от окисления. – Киев: Наукова думка, 1987. 256 с.
25. Петрушин Н.В., Игнатова И.А., Логунов В.А. и др. Исследование влияния размерного несоответствия параметров кристаллических решеток γ - и γ' -фаз на характеристики жаропрочности дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. №6. С. 153–159.
26. Светлов И.Л., Олдаковский И.В., Петрушин Н.В., Игнатова И.А. Концентрационная зависимость периодов решеток γ - и γ' -фаз никелевых жаропрочных сплавов // Металлы. 1991. №6. С. 150–157.
27. Бокштейн Б.С., Бокштейн С.З., Жуховицкий А.А. Термодинамика и кинетика диффузии в твердых телах. – М.: Металлургия, 1974. 279 с.