

Высокотемпературные процессы, например те, которые используются в нефтехимической промышленности, требуют материалов, которые являются не только жаропрочными, но также и достаточно коррозионно-стойкими и, в частности, в состоянии противостоять нагрузкам, оказываемым нагретым газообразным целевым продуктом и газообразными продуктами горения. Например, шланги, используемые в печах крекинга и риформинга, снаружи подвержены воздействию сильно окислительных газообразных продуктов горения с температурой до 1100°C и выше, тогда как внутри труб крекинга преобладает сильно науглероживающая атмосфера при температурах до 1100°C, а внутри труб риформинга преобладает слабо науглероживающая, различной степени окислительная атмосфера при температурах до 900°C и высоком давлении. Кроме того, контакт с горячими газообразными продуктами горения приводит к азотированию материала трубы и к образованию слоя окалины, что связано с увеличением внешнего диаметра трубы на несколько процентов и сокращением толщины стенки на величину вплоть до 10%.

Науглероживающая атмосфера внутри трубы, напротив, заставляет углерод диффундировать в материал трубы и там, при температурах выше 900°C, это приводит к образованию карбидов, таких как $M_{23}C_6$, а с увеличением науглероживания - к образованию богатого углеродом карбида M_7C_3 . Последствием этого являются внутренние напряжения, возникающие в результате связанного с образованием или преобразованием карбидов увеличения объема, и уменьшение прочности и вязкости материала трубы. Кроме того, это может привести к образованию внутри материала трубы графита или углерода диссоциации и, тем самым, в комбинации с внутренними напряжениями могут привести к формированию трещин, которые, в свою очередь, приводят к диффундированию большего количества углерода в материал трубы.

Следовательно, высокотемпературные процессы требуют материалов с высокими длительной прочностью и/или сопротивлением ползучести, микроструктурной стабильностью и сопротивлением науглероживанию и окислению. Этому требованию - в определенных рамках - удовлетворяют сплавы, которые, наряду с железом, содержат от 20 до 35% никеля, от 20 до 25% хрома и, для улучшения сопротивления науглероживанию, до 1,5% кремния, такие как, например, подходящий для центробежно-литых труб хромоникелевый стальной сплав 35Ni25Cr-1,5Si, который все еще является стойким к окислению и науглероживанию даже при температурах в 1100°C. Высокое содержание никеля уменьшает скорость диффузии и растворимость углерода и, тем самым, увеличивает сопротивление науглероживанию.

Из-за содержания в них хрома, при повышенных температурах и в окислительных условиях эти сплавы образуют защитный поверхностный слой Cr_2O_3 , который действует как барьерный слой, предотвращающий проникновение кислорода и углерода в нижележащий материал трубы. При температурах свыше 1050°C, однако, Cr_2O_3 становится летучим, и, следовательно, защитное действие этого поверхностного слоя быстро теряется.

В условиях крекинга неизбежно происходит также образование отложений углерода (нагара) на внутренней стенке трубы и/или на защитном слое Cr_2O_3 и, при температурах свыше 1050°C в присутствии углерода и водяного пара, преобразование оксида хрома в карбид хрома. Чтобы уменьшать связанное с этим неблагоприятное влияние на сопротивление науглероживанию, углеродные отложения в трубе должны время от времени сжигаться при помощи паровоздушной смеси, а рабочие температуры в целом должны поддерживаться ниже 1050°C.

Дополнительная опасность для сопротивления науглероживанию и окислению вытекает из ограниченных сопротивления ползучести и вязкости обычно применяемых хромоникелевых сплавов, которые приводят к формированию трещин ползучести в защитном поверхностном слое оксида хрома и к проникновению углерода и кислорода в материал трубы через эти трещины. В частности, при циклической температурной нагрузке это может привести к возникновению трещин в защитном поверхностном слое, а также к частичному отслоению этого защитного поверхностного слоя.

Исследования показали, что, очевидно, микроструктурные фазовые реакции, в особенности при более высоких содержаниях кремния, например более 2,5%, приводят к потере вязкости и к уменьшению кратковременной прочности.

Исходя из этого, настоящее изобретение преследует цель воспрепятствовать такому механизму повреждения, заключающемуся в науглероживании - снижении сопротивления ползучести и/или длительной прочности - внутреннем окислении, с дальнейшим усиленным науглероживанием и окислением вследствие этого, и создать литейный сплав, который даже при чрезвычайно высоких рабочих температурах в науглероживающей и/или окисляющей атмосфере все еще имеет разумный срок службы.

Изобретение достигает этой цели при помощи литейного хромоникелевого сплава с определенными содержаниями алюминия и иттрия. В частности, изобретение заключается в литейном сплаве, содержащем: до 0,8% углерода, до 1% кремния, до 0,2% марганца, от 15 до 40% хрома, от 0,5 до 13% железа, от 1,5 до 7% алюминия, до 2,5% ниобия, до 1,5% титана, от 0,01 до 0,4% циркония, до 0,06% азота, до 12% кобальта, до 5% молибдена, до 6% вольфрама, от 0,01 до 0,1% иттрия, остальное - никель.

Суммарное содержание никеля, хрома и алюминия в сплаве должно составлять от 80 до 90%.

Предпочтительно, сплав, индивидуально или в комбинации друг с другом, содержит самое большее 0,7% углерода, до 30% хрома, до 12% железа, от 2,2 до 6% алюминия, от 0,1 до 2,0% ниобия, от 0,01 до 1,0% титана, до 0,15% циркония и - для более высокого сопротивления ползучести - до 10% кобальта, по

меньшей мере 3% молибдена и до 5% вольфрама, например от 4 до 8% кобальта, до 4% молибдена и от 2 до 4% вольфрама, если достижение высокого сопротивления окислению не является обязательным. Поэтому, в зависимости от нагрузок в каждом конкретном случае, содержания кобальта, молибдена и вольфрама следует подбирать в пределах их диапазонов, указанных в настоящем изобретении.

Особенно подходящим является сплав, содержащий самое большее 0,7% углерода, самое большее 0,2, более предпочтительно самое большее 0,1% кремния, до 0,2% марганца, от 18 до 30% хрома, от 0,5 до 12% железа, от 2,2 до 5% алюминия, от 0,4 до 1,6% ниобия, от 0,01 до 0,6% титана, от 0,01 до 0,15% циркония, самое большее 0,06% азота, самое большее 10% кобальта и самое большее 5% вольфрама.

Оптимальные результаты могут быть достигнуты, если в каждом случае, индивидуально или в комбинации друг с другом, содержание хрома составляет самое большее 26,5%, содержание железа составляет самое большее 11%, содержание алюминия составляет от 3 до 6%, содержание титана составляет более 0,15%, содержание циркония составляет более 0,05%, содержание кобальта составляет по меньшей мере 0,2%, содержание вольфрама составляет более 0,05%, и содержание иттрия составляет от 0,019 до 0,089%.

Высокое сопротивление ползучести сплава согласно изобретению, например срок службы в 2000 ч под нагрузкой от 4 до 6 МПа и при температуре 1200°C, гарантирует наличие непрерывного, надежно сцепленного оксидного барьерного слоя в виде обусловленного высоким содержанием алюминия в сплаве, являющегося самообновляющимся или повторно нарастающим и противодействующего науглероживанию и окислению слоя Al_2O_3 . Как показали исследования, этот слой состоит из $\alpha-Al_2O_3$ и содержит большей частью изолированные пятна смешанных оксидов, которые не изменяют характер слоя $\alpha-Al_2O_3$; этот слой является ответственным при более высоких температурах, в частности выше 1050°C, принимая во внимание быстро уменьшающуюся стабильность слоя Cr_2O_3 обычно применяемых материалов при этих температурах, за возрастающую степень защиты сплава согласно изобретению от науглероживания и окисления. На барьерном слое Al_2O_3 может также находиться, по меньшей мере частично, еще один защитный слой из оксида никеля (NiO) и смешанных оксидов (Ni (Cr, Al) $_2O_4$), состояние (свойства) и протяженность которого, однако, не имеют большого значения, так как лежащий под ним барьерный слой Al_2O_3 обеспечивает защиту сплава от окисления и науглероживания. Поэтому трещины в защитном поверхностном слое и происходящее при более высоких температурах его отслаивание (частичное) являются безопасными.

Чтобы гарантировать образование как можно более чистого слоя α -оксида алюминия, по существу, свободного от смешанных оксидов, должно быть выполнено следующее условие:

$$9 [\% Al] \geq [\% Cr].$$

Вследствие высокого содержания алюминия в нем, микроструктура сплава согласно изобретению при содержании свыше 4% алюминия неизбежно содержит γ' фазу, которая при низких и средних температурах имеет упрочняющее действие, однако, также уменьшает вязкость или относительное удлинение при разрыве. Поэтому в отдельных случаях может оказаться необходимым достигать ориентированного на целевое применение компромисса между вязкостью и сопротивлением окислению/науглероживанию.

Барьерный слой согласно изобретению из $\alpha-Al_2O_3$, самой устойчивой модификации Al_2O_3 , в состоянии выдерживать все концентрации кислорода.

Изобретение объясняется ниже более подробно на основе иллюстративных вариантов воплощения и перечисленных в нижеследующей таблице семи сравнительных сплавов 1-7 и девятнадцати сплавов 8-26 согласно изобретению, а также диаграмм, показанных на фиг. 1-16.

Сплав	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe	V	W	Cu	Co	Nb	Ti	Zr	Y	Al	B	N
1	0,44	1,72	1,23	0,014	0,005	34,4	25,02	0,01	35,91	0,03	0,04	0,03	0,01	0,84	0,10	0,02	н.о.	0,13	0,0003	0,039
2	0,38	0,57	0,54	0,009	0,001	32,2	19,9	<0,01	Ост.	0,03	<0,01	0,01	н.о.	0,51	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	н.о.	0,115
	0,52	2,20	1,64	0,025	0,013	36	26,52	0,33		0,12	0,82	0,09		1,28	0,26	0,20		0,03		
3	0,53	2,05	0,29	0,014	0,004	30,4	29,94	0,02	35,32	0,04	0,04	0,03	0,01	1,02	0,06	0,05	н.о.	0,07	0,0004	0,072
4	0,46	2,03	1,26	0,018	0,004	45,7	34,35	0,01	14,85	0,04	0,01	0,02	0,05	0,96	0,10	0,03	н.о.	0,00	0,0018	0,107
5	0,03	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	76,5	н.о.	н.о.	3,0	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	н.о.	4,5	н.о.	н.о.
6	0,09	2,13	1,14	0,017	0,004	36,1	26,02	0,01	33,25	0,03	0,04	0,03	0,01	0,98	0,02	0,01	н.о.	0,01	0,0054	0,084
7	0,20	0,25	0,05	н.о.	н.о.	Ост.	25,00	н.о.	9,50	н.о.	н.о.	0,05	н.о.	н.о.	0,15	0,05	0,085	2,1	н.о.	н.о.
8	0,42	0,09	0,06	0,004	0,001	Ост.	25,70	0,01	9,70	0,01	0,13	0,01	0,06	1,06	0,15	0,08	0,019	2,3	н.о.	н.о.
9	0,42	0,10	0,06	0,005	0,001	Ост.	25,35	0,01	9,95	0,01	0,12	0,02	0,06	0,99	0,13	0,06	0,055	2,5	н.о.	0,055
10	0,42	0,01	0,16	0,010	0,001	Ост.	25,85	0,07	9,02	0,02	0,06	0,05	0,10	0,03	0,13	0,05	0,028	2,5	0,0033	0,052
11	0,44	0,05	0,19	0,010	0,002	Ост.	30,40	0,07	10,71	0,02	0,05	0,05	0,09	0,10	0,14	0,05	0,024	2,4	0,0034	0,060
12	0,45	0,03	0,16	0,010	0,001	Ост.	25,60	0,07	9,23	0,02	0,06	0,05	0,09	0,53	0,12	0,05	0,029	2,3	0,0033	0,049
13	0,45	0,06	0,16	0,010	0,001	Ост.	26,70	0,08	9,25	0,02	0,06	0,05	0,09	1,00	0,14	0,05	0,028	2,4	0,0041	0,050
14	0,40	0,04	0,16	0,010	0,001	Ост.	25,10	0,08	9,15	0,02	0,06	0,06	0,10	0,03	0,15	0,05	0,025	3,6	0,0038	0,039
15	0,41	0,08	0,14	0,010	0,010	Ост.	25,85	0,08	9,01	0,04	0,06	0,03	0,05	1,10	0,19	0,07	0,070	3,8	0,0023	0,034
16	0,41	0,06	0,13	0,011	0,001	Ост.	25,40	0,08	9,15	0,04	0,07	0,03	0,03	2,07	0,17	0,06	0,066	3,7	0,0008	0,043
17	0,48	0,06	0,13	0,010	0,001	Ост.	25,80	0,08	8,95	0,04	0,07	0,03	0,04	1,15	0,18	0,06	0,061	3,9	0,0005	0,042
18	0,44	0,05	0,13	0,010	0,001	Ост.	25,65	0,08	8,95	0,04	0,82	0,03	0,05	1,09	0,18	0,06	0,066	3,7	0,0005	0,038
19	0,42	0,05	0,13	0,010	0,001	Ост.	25,80	0,07	8,90	0,04	0,06	0,03	0,04	1,11	0,18	0,05	0,061	3,8	0,0004	0,047
20	0,43	0,06	0,13	0,010	0,001	Ост.	25,40	0,09	8,75	0,04	0,06	0,02	0,05	1,05	0,16	0,06	0,055	4,8	0,0020	0,034
21	0,51	0,08	0,13	0,010	0,001	Ост.	26,15	0,07	9,05	0,04	0,08	0,03	0,05	1,10	0,16	0,07	0,047	3,0	0,0004	0,047
22	0,64	0,07	0,14	0,009	0,001	Ост.	25,70	0,07	8,45	0,04	0,06	0,02	0,04	1,00	0,18	0,06	0,046	3,1	0,0004	0,033
23	0,44	0,06	0,04	0,004	0,001	Ост.	26,40	0,07	0,95	0,02	0,03	0,01	0,04	1,06	0,16	0,08	0,049	3,4	0,0004	0,052
24	0,42	0,05	0,03	0,004	0,001	Ост.	26,10	3,92	0,39	0,03	0,04	0,01	6,35	1,00	0,16	0,01	0,045	3,7	0,0011	0,048
25	0,47	0,06	0,04	0,005	0,001	Ост.	22,30	0,11	4,30	0,02	4,50	0,01	8,20	1,00	0,22	0,05	0,047	3,6	0,0010	0,031
26	0,39	0,01	0,05	0,005	0,001	Ост.	26,05	3,56	7,20	0,03	1,26	0,01	0,61	0,09	0,17	0,01	0,044	2,6	0,0012	0,058

Таблица содержит, в качестве примера двух не подпадающих под объем изобретения деформируемых сплавов со сравнительно низким содержанием углерода и очень мелкозернистой микроструктурой с размером зерен ≤ 10 мкм, сравнительные сплавы 5 и 7, тогда как все другие испытанные сплавы являются литейными сплавами.

Иттрий является сильным оксидообразователем, действие которого в сплаве согласно изобретению заключается в том, что значительно улучшаются условия образования и сцепляемость (адгезионная способность) слоя $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Содержание алюминия в сплаве согласно изобретению имеет очень важное значение, так как алюминий ведет к образованию γ' фазы выделения, которая приводит к значительному увеличению предела прочности при растяжении. Как видно из диаграмм, представленных на фиг. 1 и 2, предел текучести и предел прочности при растяжении трех сплавов 13, 19, 20 согласно изобретению до 900°C находятся значительно выше соответствующих значений для четырех сравнительных сплавов. Относительное удлинение сплавов согласно изобретению, по существу, соответствует относительным удлинениям сравнительных сплавов; оно сильно увеличивается выше приблизительно 900°C , как следует из диаграммы, представленной на фиг. 3, в то время как прочность достигает уровня сравнительных сплавов (фиг. 1, 2). Это можно объяснить тем, что выше приблизительно 900°C γ' фаза переходит в раствор и выше приблизительно 1000°C растворяется полностью.

Длительная прочность сплавов согласно изобретению с различными содержаниями по алюминию представлена в виде диаграммы Ларсона-Миллера, показанной на фиг. 4. Абсолютные температуры (Т в Кельвинах) и срок службы до разрушения (t_B в часах) связаны друг с другом параметром Ларсона-Миллера (LMP):

$$\text{LMP} = T \cdot (C + \log_{10}(t_B)).$$

Согласно иллюстрации, представленной на фиг. 4, различные содержания алюминия приводят к различным срокам службы до разрушения. Сплавы согласно изобретению по своей длительной прочности лежат намного выше обычно применяемых стойких к окислению деформируемых сплавов (фиг. 5). При сравнении сплавов согласно изобретению с обычными полученными центробежным литьем (центробежно-литыми) материалами наблюдаются сходные сроки службы до разрушения в диапазоне температур около 1100°C .

В диапазоне около 1200°C , т.е. при больших параметрах Ларсона-Миллера, для обычно применяемых центробежно-литых материалов нет никаких известных данных по срокам службы, тогда как для сплавов согласно изобретению в зависимости от состава все еще наблюдаются значения длительной прочности на разрыв от 5,8 до 8,5 МПа для сроков службы в 1000 ч.

Дополнительные испытания, в которых выявляли сопротивление науглероживанию различных образцов в слегка окислительной атмосфере водорода и 5 об.% CH_4 , показали превосходство сплава согласно изобретению по сравнению с четырьмя стандартными сплавами при температуре 1100°C . Долговременные характеристики прочности имеют особое значение. Результаты испытаний графически представлены на диаграмме, показанной на фиг. 7. Из нее следует, что оба сплава 8 и 14 согласно изобре-

нию имеют постоянное во времени сопротивление науглероживанию, и что в случае сплава 14 с 3,55% алюминия оно еще лучше, чем в случае сплава 8 с содержанием алюминия лишь 2,30%. На диаграмме, представленной на фиг. 8, показано науглероживание с течением времени в виде прибавки массы для сплава 11 согласно изобретению с 2,40% алюминия по сравнению с четырьмя стандартными сплавами 1, 3, 4, 6 с намного более низкими содержаниями алюминия. Из этой фигуры также следует превосходство сплава согласно изобретению.

Чтобы смоделировать практические условия, были выполнены циклические испытания по науглероживанию, в ходе которых образцы попеременно выдерживали при температуре 1100°C в течение 45 мин и затем при комнатной температуре в течение 15 мин в атмосфере водорода с 4,7 об.% CH_4 и 6 об.% водяного пара. Результаты этих испытаний, каждое из которых включало в себя 500 циклов, показаны на диаграмме, представленной на фиг. 9. В то время как образцы 8, 14 согласно изобретению не испытывали или испытывали лишь небольшое изменение массы, в случае сравнительных образцов 1, 3, 4, 6, а также в случае сравнительного образца 1 после лишь приблизительно 300 циклов, это приводило к образованию окалины и отслаиванию этой окалины со значительными потерями массы. Кроме того, сплав 14 согласно изобретению, с его более высоким содержанием алюминия, показывает, в свою очередь, лучшие коррозионные свойства, чем у также подпадающего под объем изобретения сплава 8.

Результаты дальнейших испытаний, при которых образцы были подвергнуты циклической тепловой нагрузке при 1150°C в сухом воздухе, представлены на диаграмме, показанной на фиг. 10. Кривые показывают превосходство испытанных сплавов согласно изобретению (верхний набор кривых) по сравнению с обычно применяемыми сплавами (нижний набор кривых), которые претерпевали значительную потерю массы уже после нескольких циклов. Эти результаты говорят об устойчивом, надежно сцепленном оксидном слое в случае сплавов согласно изобретению. Чтобы установить влияние предварительного окисления на характеристики науглероживания, десять образцов сплава согласно изобретению в течение 24 ч при 1240°C подвергали воздействию атмосферы аргона с низким содержанием кислорода, а затем науглероживали в течение 16 ч при температуре 1100°C в атмосфере водорода с 5 об.% CH_4 . Результаты испытаний графически представлены на диаграмме, показанной на фиг. 11, которая также отображает соответствующие содержания алюминия. Соответственно, слегка окисляющая обработка отжигом уменьшает сопротивление науглероживанию образцов согласно изобретению вплоть до содержания алюминия в 3,25% (образец 14); при дальнейшем повышении содержания алюминия сопротивление науглероживанию отожженного сплава согласно изобретению улучшается (образцы 16-19), и в то же самое время диаграмма ясно показывает плохие характеристики науглероживания сравнительных образцов 1 (0,128% алюминия) и 4 (0,003% алюминия). Ухудшение сопротивления науглероживанию при более низком содержании алюминия можно объяснить тем, что защитный по своей природе оксидный слой покрывается трещинами или (частично) отслаивается при охлаждении после обработки отжигом, так что в области трещин и отслаивания происходит науглероживание. При более высоких содержаниях алюминия под оксидным слоем (защитным поверхностным слоем) образуется вышеупомянутый барьерный слой Al_2O_3 .

В ходе близкого к практическим условиям испытания множество образцов было подвергнуто циклическому науглероживанию и обезуглероживанию в соответствии с стандартом Национальной ассоциации инженеров-коррозионистов США (NACE). Каждый цикл состоял из трехсотчасового науглероживания в атмосфере из водорода и 2 об.% CH_4 и последующего двадцатичетырехчасового обезуглероживания в атмосфере из воздуха и 20 об.% водяного пара при 770°C. Испытание состояло из четырех циклов. Из диаграммы на фиг. 12 следует, что образец 14 согласно изобретению практически не подвергся никакому изменению массы, тогда как в случае сравнительных образцов 1, 3, 4, 6 произошло значительное увеличение массы или науглероживание, и оно не исчезало даже в ходе обезуглероживания.

Диаграмма, представленная на фиг. 13, показывает, что содержания в сплаве согласно изобретению должны быть подобраны друг к другу таким образом, что выполняется следующее условие:

$$9 [\% \text{Al}] \geq [\% \text{Cr}].$$

Прямая линия на диаграмме по фиг. 13 отделяет область сплавов с достаточно защищающим слоем α -оксида алюминия выше этой прямой линии от области сплавов с ухудшенным за счет смешанных оксидов сопротивлением науглероживанию или каталитическому закоксовыванию.

Диаграмма, приведенная на фиг. 14, показывает превосходство стального сплава согласно изобретению в виде шести его вариантов воплощения 21-26 по сравнению с обычно применяемыми сравнительными сплавами 1, 3, 4, 6 и 7. Составы испытанных сплавов 21-26 даны в таблице.

Чтобы проиллюстрировать влияние алюминия в пределах диапазона его содержаний согласно изобретению, на диаграммах, представленных на фиг. 15 и 16, сравниваются друг с другом срок службы сплава 13 согласно изобретению с 2,4% алюминия, в качестве эталонной величины со сроком службы, равным 1 в каждом случае при 1100°C (фиг. 15) и 1200°C (фиг. 16) для трех ситуаций нагружения (15,9 МПа; 13,5 МПа; 10,5 МПа), с приведенными к нему сроками службы сплавов 19 (3,3% алюминия) и 20 (4,8% алюминия) согласно изобретению.

Диаграмма, представленная на фиг. 15, показывает, что в случае сплава 19 со средним содержанием

алюминия в 3,3% сокращение срока службы усиливается с увеличением нагрузки, тогда как в случае сплава 20 с его высоким содержанием алюминия в 4,8% происходит сильное, но приблизительно равное уменьшение относительного срока службы для всех ситуаций нагружения. Диаграмма для 1200°C показывает сокращение срока службы при повышении содержания алюминия с 2,4 (сплав 13) до 3,3% (сплав 19) для всех трех ситуаций нагружения, с падением относительного срока службы до приблизительно двух третей. Дальнейшее увеличение содержания алюминия до 4,8% (сплав 20), в свою очередь, выявляет зависимое от нагрузки сокращение относительного срока службы.

В целом, эти две диаграммы показывают, что по мере увеличения содержания алюминия срок службы до разрушения в ходе испытания на долговременную прочность уменьшается. Кроме того, по мере возрастания температуры и увеличения продолжительности нагружения и/или уменьшения уровня нагружения, отрицательное влияние алюминия на продолжительность срока службы при длительном нагружении снижается. Другими словами, сплавы с высоким содержанием алюминия являются особенно подходящими для долгосрочного использования при температурах, для которых до настоящего времени было невозможно использовать литые или центробежно-литые материалы.

Ввиду своих превосходных прочностных свойств, а также своего прекрасного сопротивления науглероживанию и окислению, литейный сплав согласно изобретению является особенно подходящим для применения в качестве материала для деталей печей, радиационных труб для нагревательных печей, роликовых лежек для отжигательных печей, деталей установок непрерывной разливки и ленточного литья, колпаков и муфелей для отжигательных печей, деталей больших дизельных двигателей, формованных тел (носителей) для заполнения катализаторами, а также для труб крекинга и риформинга.

ФОРМУЛА ИЗОБРЕТЕНИЯ

1. Литейный хромоникелевый сплав, содержащий от 0,26 до 0,8% углерода, до 0,2% кремния, до 0,2% марганца, от 15 до 40% хрома, от 0,5 до 13% железа, от 1,5 до 7% алюминия, до 2,5% ниобия, до 1,5% титана, от 0,01 до 0,4% циркония, до 0,06% азота, до 12% кобальта, до 5% молибдена, до 6% вольфрама, от 0,019 до 0,089% иттрия, остальное - никель.

2. Литейный хромоникелевый сплав по п.1, содержащий самое большее 0,7% углерода, самое большее 0,2% кремния, от 18 до 30% хрома, от 0,5 до 12% железа, от 2,2 до 5% алюминия, от 0,4 до 1,6% ниобия, от 0,01 до 0,6% титана, от 0,01 до 0,15% циркония, самое большее 0,06% азота, самое большее 10% кобальта, по меньшей мере 3% молибдена и самое большее 5% вольфрама, индивидуально или в комбинации друг с другом.

3. Литейный хромоникелевый сплав по п.1 или 2, содержащий самое большее 0,7% углерода, самое большее 0,1% кремния, до 0,2% марганца, от 18 до 30% хрома, от 0,5 до 12% железа, от 2,2 до 5% алюминия, от 0,4 до 1,6% ниобия, от 0,01 до 0,6% титана, от 0,01 до 0,15% циркония, самое большее 0,06% азота, самое большее 10% кобальта, до 4% молибдена и самое большее 5% вольфрама, остальное - никель.

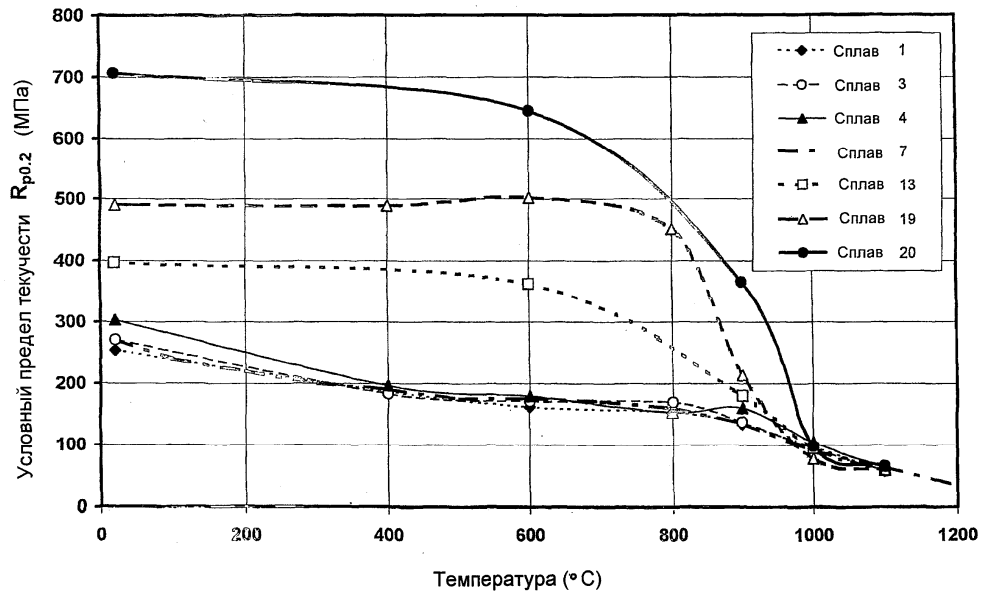
4. Литейный хромоникелевый сплав по любому из пп.1-3, содержащий самое большее 26,5% хрома, самое большее 11% железа, от 3 до 6% алюминия, более 0,15% титана, более 0,05% циркония, по меньшей мере 0,2% кобальта, до 4% молибдена и более 0,05% вольфрама, индивидуально или в комбинации друг с другом.

5. Литейный хромоникелевый сплав по любому из пп.1-4, отличающийся тем, что содержания алюминия и хрома удовлетворяют следующему условию:

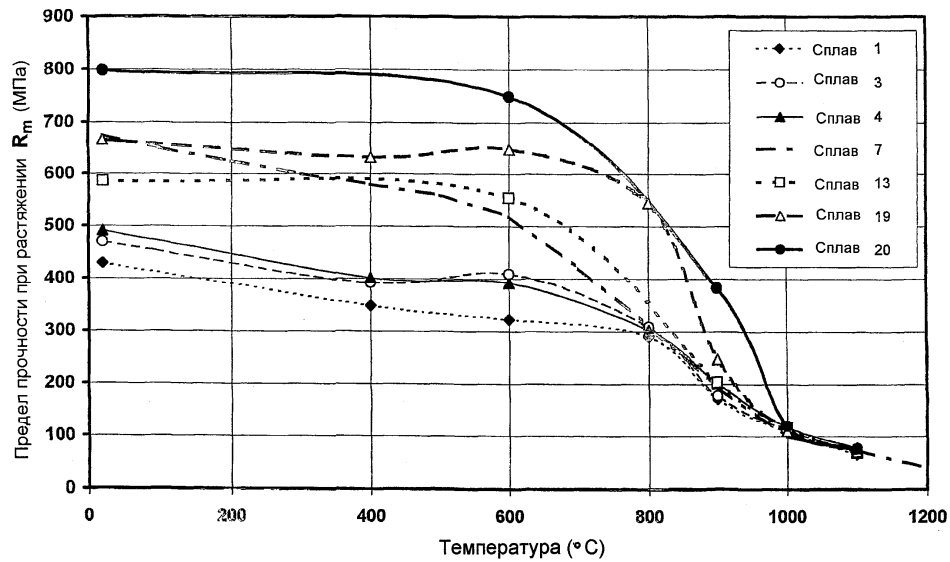
$$9 [\% \text{ Al}] \geq [\% \text{ Cr}].$$

6. Хромоникелевый сплав по любому из пп.1-5, отличающийся тем, что суммарное содержание никеля, хрома и алюминия составляет от 80 до 90%.

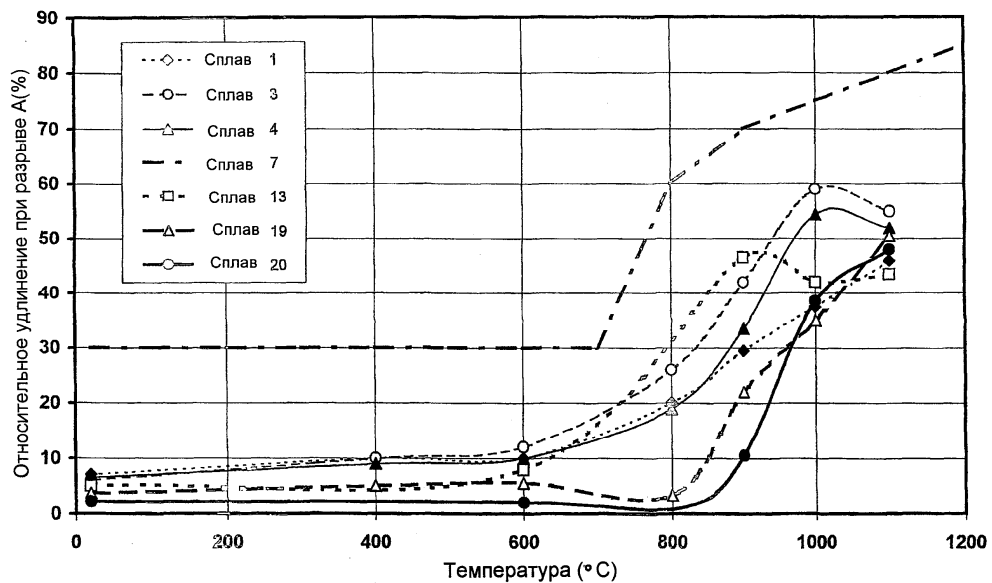
7. Применение литейного хромоникелевого сплава по любому из пп.1-4 в качестве материала для деталей печей, радиационных труб для нагревательных печей, роликовых лежек для отжигательных печей, деталей установок непрерывной разливки и ленточного литья, колпаков и муфелей для отжигательных печей, деталей больших дизельных двигателей, формованных тел для заполнения катализаторами, а также для труб крекинга и риформинга.



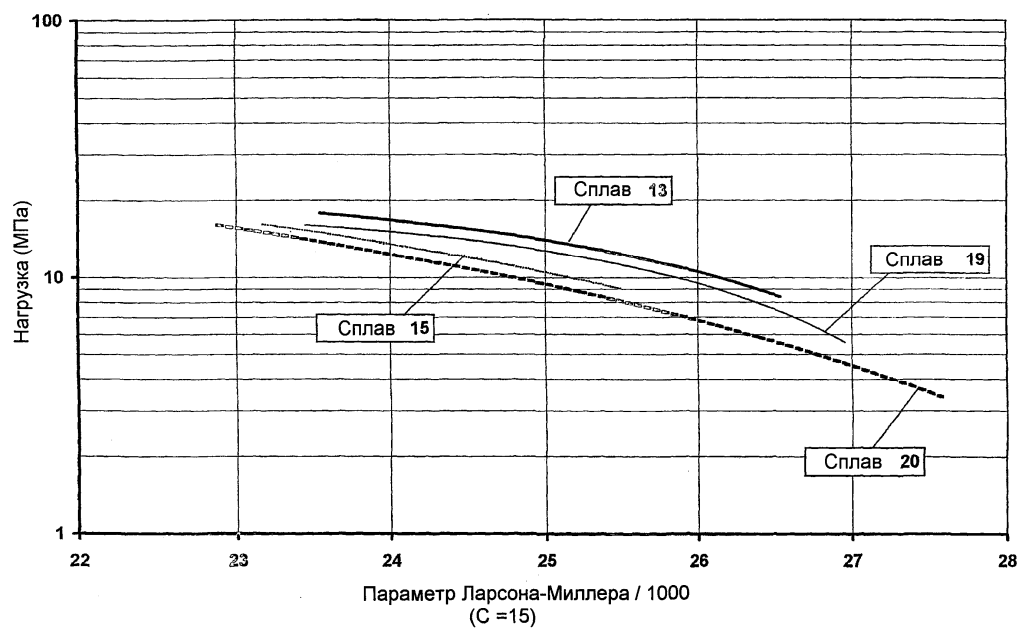
Фиг. 1



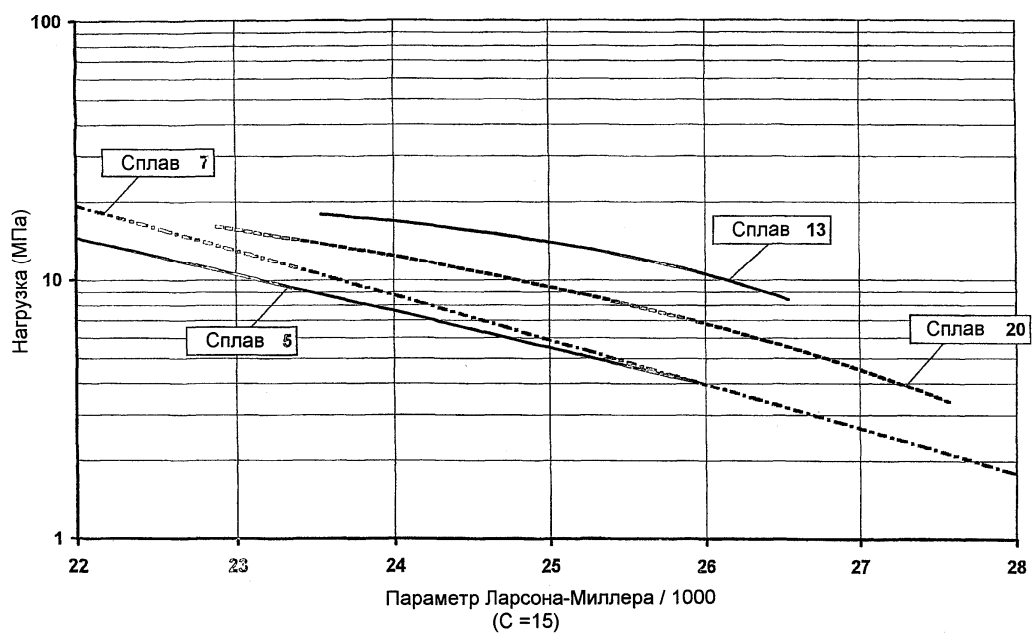
Фиг. 2



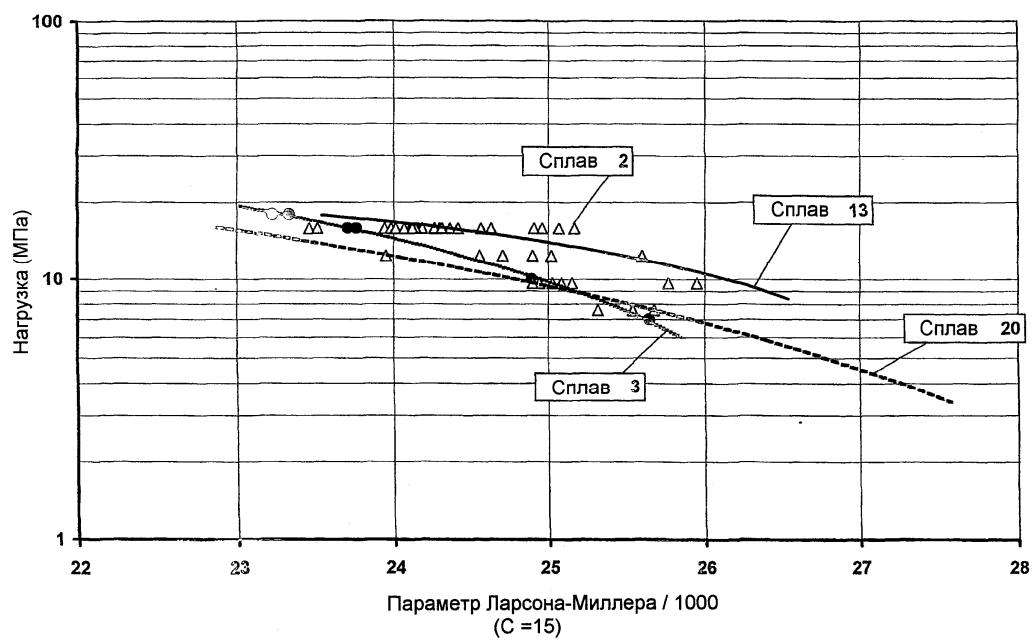
Фиг. 3



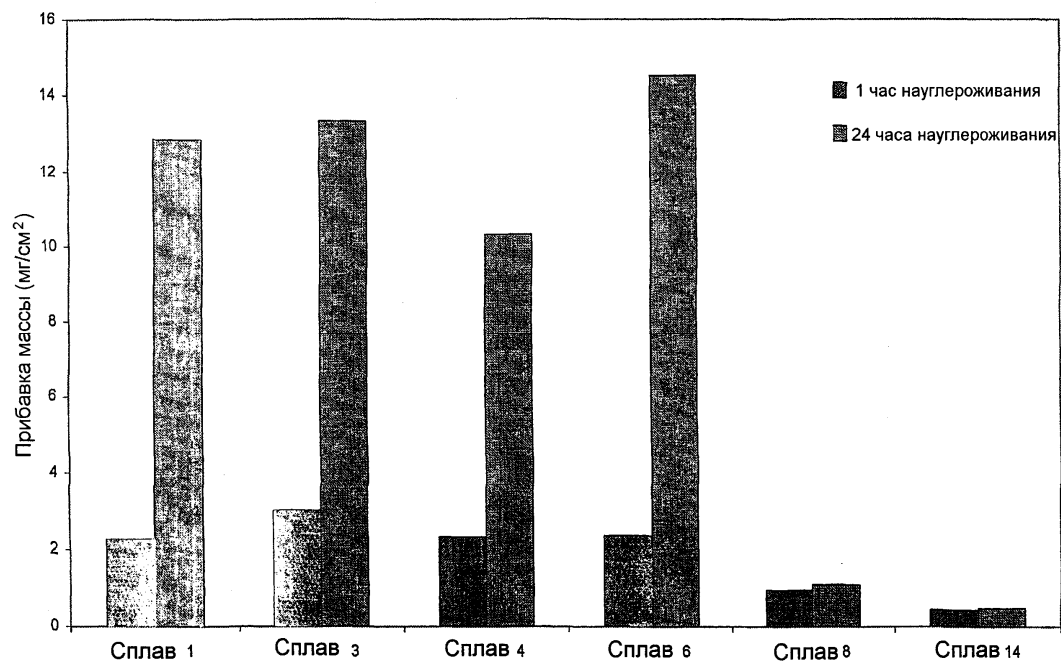
Фиг. 4



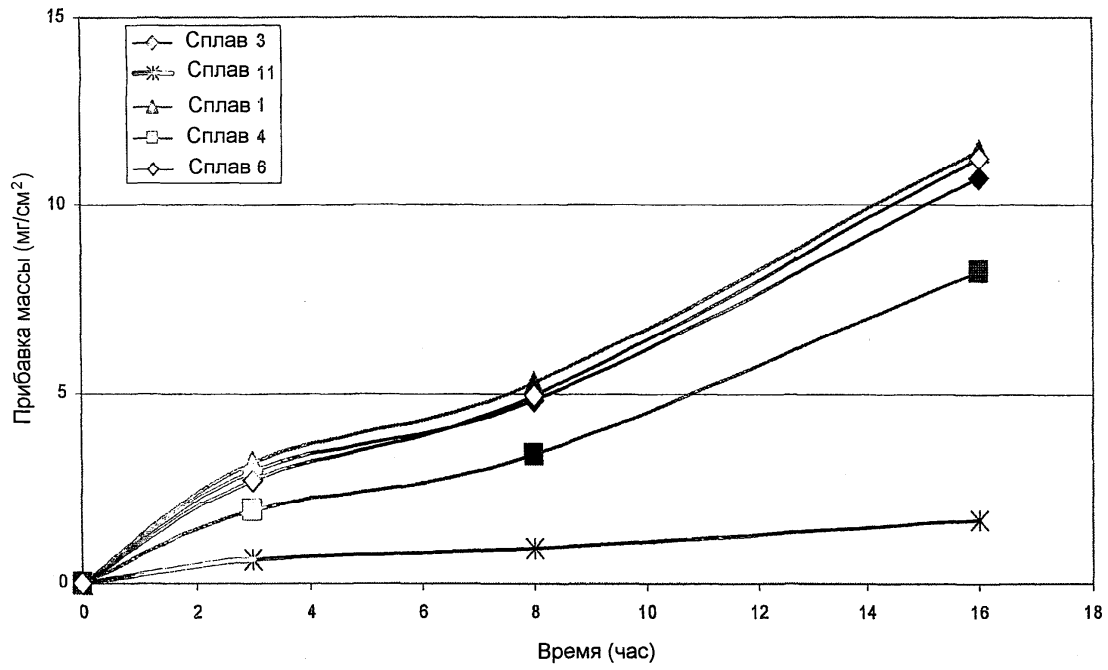
Фиг. 5



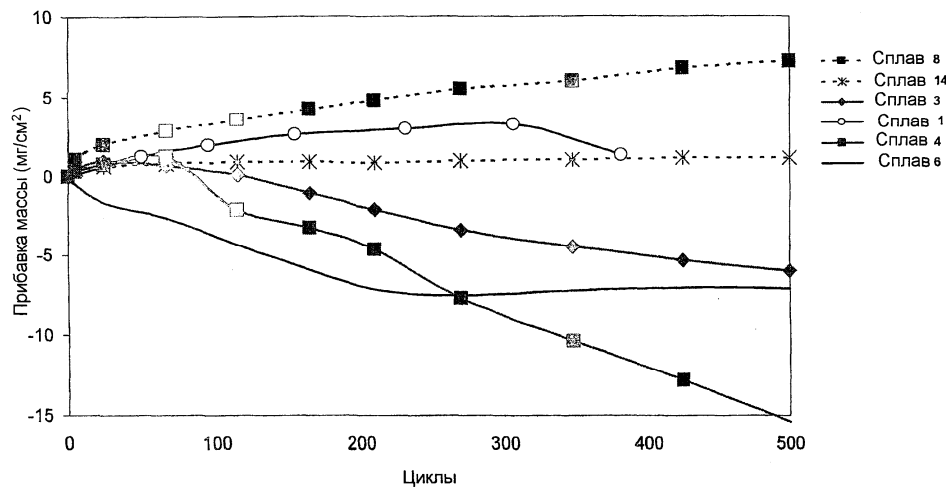
Фиг. 6



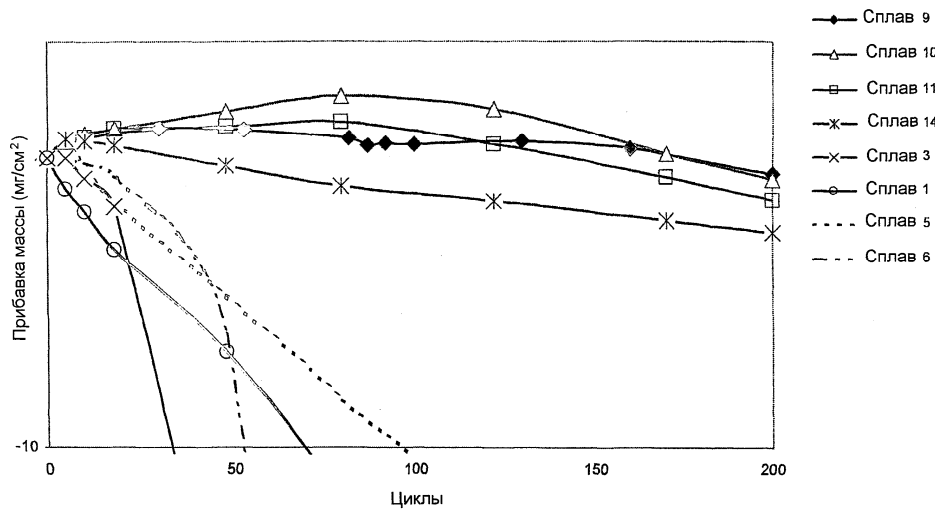
Фиг. 7



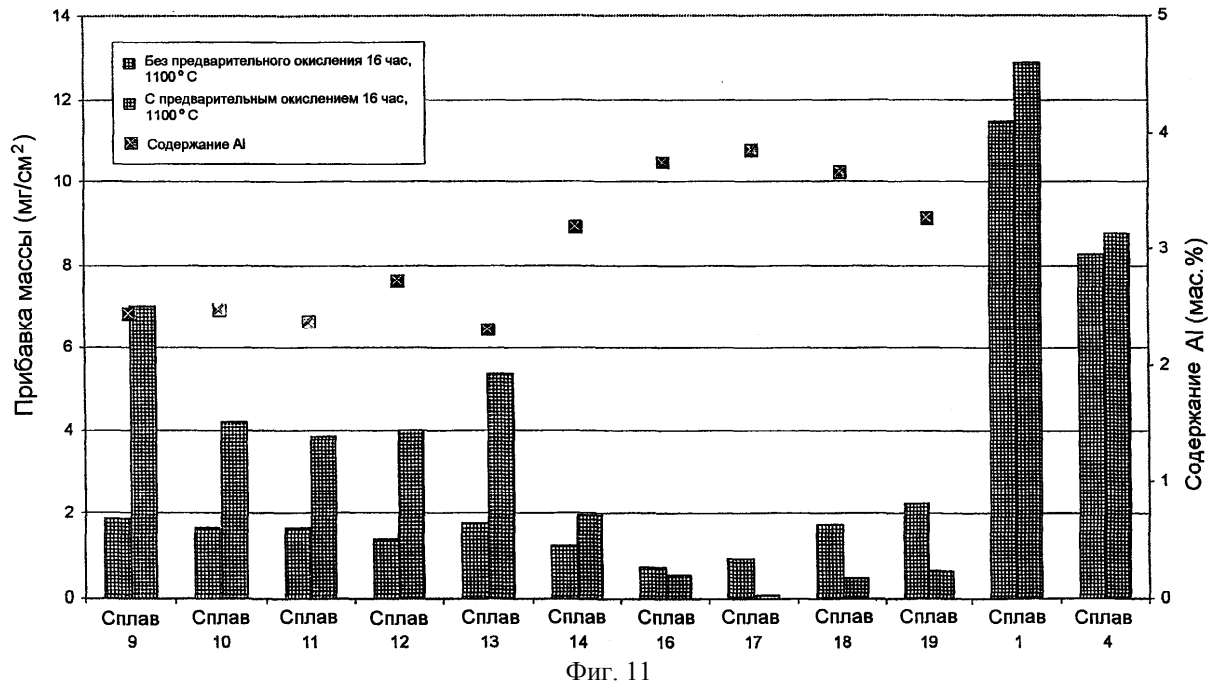
Фиг. 8



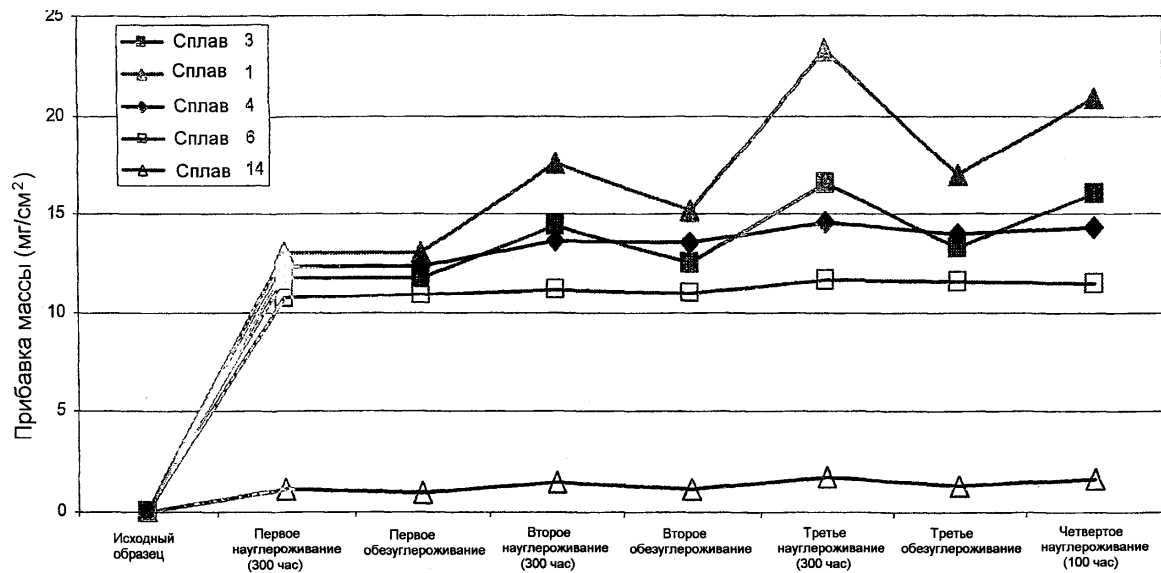
Фиг. 9



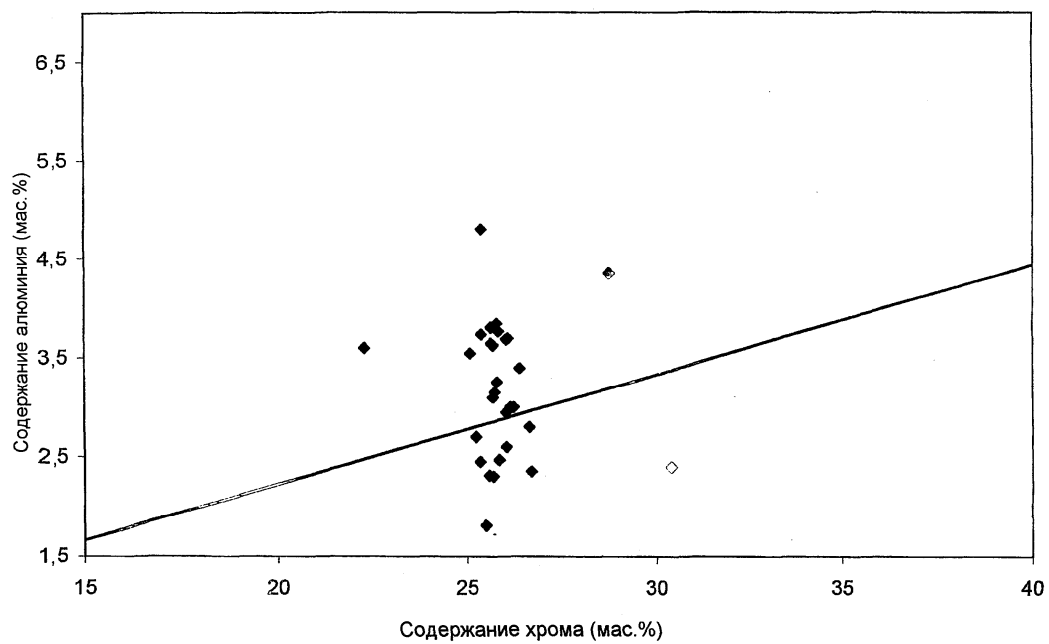
Фиг. 10



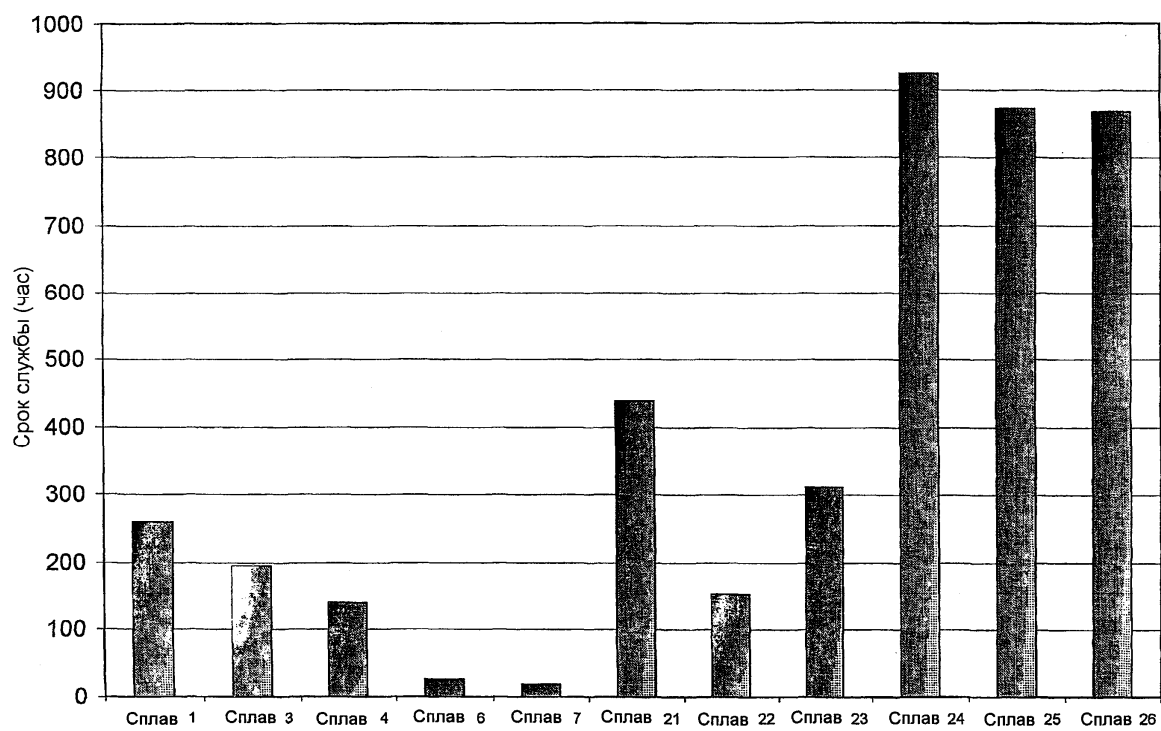
Фиг. 11



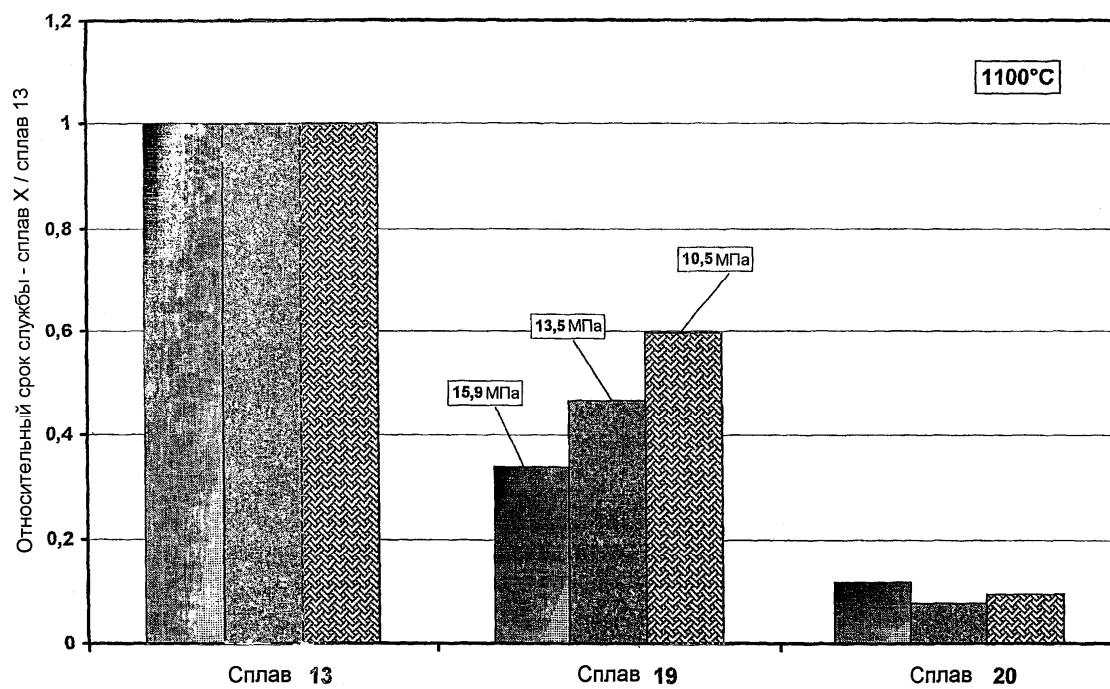
Фиг. 12



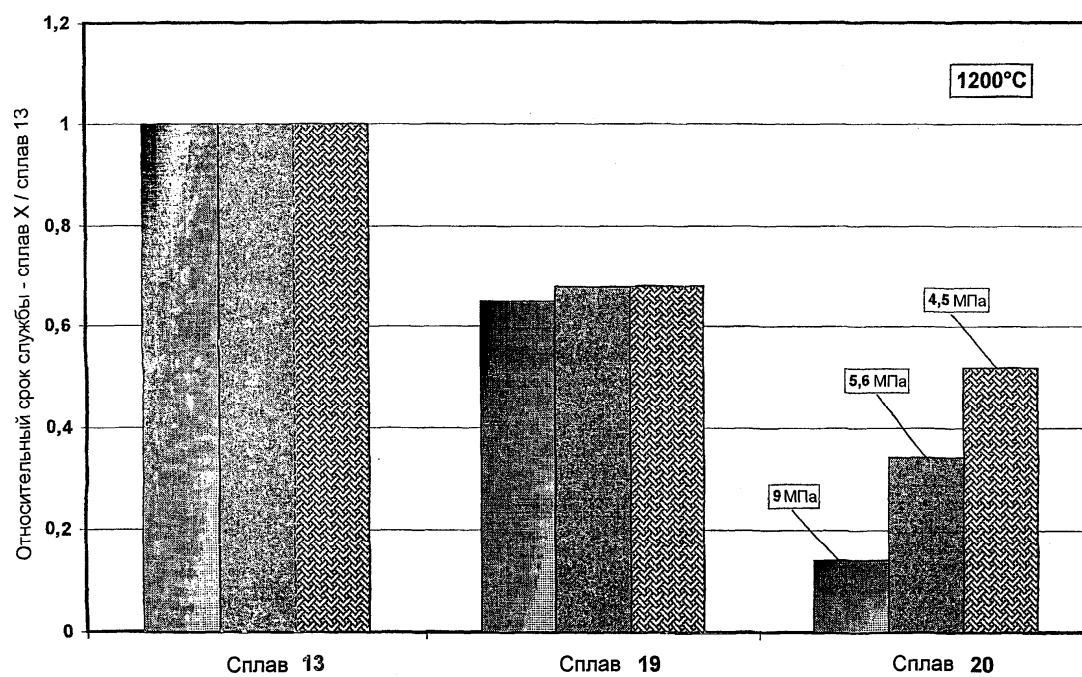
Фиг. 13



Фиг. 14



Фиг. 15



Фиг. 16



Евразийская патентная организация, ЕАПВ

Россия, 109012, Москва, Малый Черкасский пер., 2/6