



**ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ**

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ(21)(22) Заявка: **2011145017/02, 08.04.2009**(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
08.04.2009

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: **08.04.2009**(43) Дата публикации заявки: **20.05.2013** Бюл. № 14(45) Опубликовано: **27.02.2014** Бюл. № 6(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: **US 20070089816 A1, 26.04.2007. RU**
2007124274 A, 10.01.2009. JP 2007039735 A,
15.02.2007. JP 2006291356 A, 26.10.2006.(85) Дата начала рассмотрения заявки РСТ на
национальной фазе: **08.11.2011**(86) Заявка РСТ:
EP 2009/054250 (08.04.2009)(87) Публикация заявки РСТ:
WO 2010/115462 (14.10.2010)

Адрес для переписки:

**129090, Москва, ул. Б.Спасская, 25, стр.3,
ООО "Юридическая фирма Городисский и
Партнеры", пат.пов. Ю.Д.Кузнецову,
рег.№ 595**

(72) Автор(ы):

**ДЕВОБРОТО Натанаэль (CH),
ЭМПЛЬ Дорис (AT),
ФЕЛЬБЕРБАУМ Лоран (CH),
ЛАПОРТ Винсен (FR),
МОРТЕНСЕН Андреас (CH),
РОССОЛЬ Андреас (CH),
ВИНСЕН Эмманюэль (CH)**

(73) Патентообладатель(и):

**СВИССМЕТАЛ-ЮМС ШВАЙЦЕРИШЕ
МЕТАЛЛВЕРКЕ АГ (CH)**

**(54) ОБРАБАТЫВАЕМЫЙ РЕЗАНИЕМ СПЛАВ НА ОСНОВЕ МЕДИ И СПОСОБ ЕГО
ПОЛУЧЕНИЯ**

(57) Реферат:

Изобретение относится к сплавам на основе меди, в частности к медным сплавам, легко обрабатываемым точением, резкой или фрезерованием, и может быть использовано для изготовления соединителей, электромеханических или микромеханических деталей. Сплав содержит между 1% и 20% по весу Ni, между 1% и 20% по весу Sn, между 0,5% и 3% по весу Pb, между 0,01% и 5% по весу В,

Сп составляет по меньшей мере 50% от веса сплава. Изобретение относится также к металлическому продукту, изготовленному из заявленного сплава и имеющему механическую прочность при комнатной температуре 700-1500 МПа. Изобретение позволяет повысить прочность на растяжение сплава и улучшить обрабатываемость резанием. 3 н. и 14 з.п. ф-лы, 4 табл., 2 ил.



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(51) Int. Cl.
C22C 9/02 (2006.01)
C22C 9/06 (2006.01)

(12) ABSTRACT OF INVENTION

(21)(22) Application: **2011145017/02, 08.04.2009**

(24) Effective date for property rights:
08.04.2009

Priority:

(22) Date of filing: **08.04.2009**

(43) Application published: **20.05.2013 Bull. 14**

(45) Date of publication: **27.02.2014 Bull. 6**

(85) Commencement of national phase: **08.11.2011**

(86) PCT application:
EP 2009/054250 (08.04.2009)

(87) PCT publication:
WO 2010/115462 (14.10.2010)

Mail address:

**129090, Moskva, ul. B.Spaskaja, 25, str.3, OOO
"Juridicheskaja firma Gorodisskij i Partnery",
pat.pov. Ju.D.Kuznetsovu, reg.№ 595**

(72) Inventor(s):

**DEVOBROTO Natanaehl' (CH),
EhMPL' Doris (AT),
FEL'BERBAUM Loran (CH),
LAPORT Vinsen (FR),
MORTENSEN Andreas (CH),
ROSSOL' Andreas (CH),
VINSEN Ehmanjuehl' (CH)**

(73) Proprietor(s):

**SVISSMETAL-JuMS ShVAJTserIShE
METALLVERKE AG (CH)**

(54) COPPER-BASED ALLOY TREATED BY CUTTING, AND METHOD FOR ITS PRODUCTION

(57) Abstract:

FIELD: metallurgy.

SUBSTANCE: alloy contains Ni between 1% and 20% by weight, Sn between 1% and 20% by weight, Pb between 0.5% and 3% by weight, B between 0.01% and 5% by weight, Cu is at least 50% of the alloy weight. The invention also refers to a metal

product made from the proposed alloy and having mechanical strength at room temperature of 700 - 1500 MPa.

EFFECT: invention allows increasing alloy tensile strength and improving cutting ability.

17 cl, 3 tbl, 2 dwg

RU 2 508 415 C2

RU 2 508 415 C2

Область изобретения

Настоящее изобретение относится к сплаву на основе меди, никеля, олова, свинца и к способу его получения. В частности, но не исключительно, настоящее изобретение относится к сплаву на основе меди, никеля, олова, свинца, легко обрабатываемому точением, резкой или фрезерованием.

Описание уровня техники

Сплавы на основе меди, никеля и олова известны и широко применяются. Они предлагают отличные механические свойства и проявляют сильное твердение при деформационном упрочнении. Их механические свойства еще больше улучшают известными термообработками старением, такими как спинодальный распад. Для сплава, содержащего, по весу, 15% никеля и 8% олова (стандартный сплав ASTM C72900), механическая прочность может достигать 1500 МПа. Эти сплавы также предлагают хорошую стойкость к релаксации напряжений и высокую коррозионную стойкость на воздухе.

Другим преимуществом этих материалов является их отличная формуемость, сочетаемая с благоприятными упругими свойствами, обеспечиваемыми их высоким пределом текучести. Кроме того, эти сплавы обладают хорошим сопротивлением коррозии и отличной стойкостью к тепловой релаксации. По этой причине пружины из Cu-Ni-Sn не теряют своего сжимающего усилия со временем, даже при вибрациях и в условиях сильного тепла или высоких напряжений.

Эти благоприятные свойства в сочетании с хорошей тепло- и электропроводностью означают, что эти материалы широко применяются для производства высоконадежных соединителей для телекоммуникации и автомобильной промышленности. Эти сплавы применяются также в выключателях и электрических или электромеханических приборах, или в качестве подложек в электронных компонентах, или для изготовления поверхностей трения в подшипниках, подвергаемых высоким нагрузкам.

Хорошую обрабатываемость резанием в этих сплавах обычно получают, добавляя свинец, который распределяется в виде тонкой дисперсии включений в матрице сплава. К сожалению, такие добавки свинца заметно повышают также горячеломкость сплава, что может привести к проблемам как при обработке, так и при эксплуатации.

Потеря пластичности сплавов на основе Cu при промежуточной температуре (300°C-700°C) является давно известной проблемой и была проанализирована в работах R.V. Foulger, E. Nicholls в "Metals Technology" 3, pages 366-369 (1976), и V. Laporte, A. Mortensen в "International Materials Reviews" (в печати) (2009). Возникновение зернограничного проскальзывания (ползучести по границам зерен) в этом диапазоне температур приводит к образованию пор и пустот на границах зерен и изменяет обычно вязкое разрушение меди и ее сплавов на межзеренное хрупкое разрушение. Это явление наблюдали для чистой меди, но оно намного более выражено, когда в сплаве присутствуют охрупчивающие легирующие или примесные элементы. При более высоких температурах, превышающих этот критический диапазон, динамическая рекристаллизация может восстановить пластичность.

Присутствие включений расплавленного Pb в таких медных сплавах может привести к жидкометаллическому охрупчиванию (LME, от liquid metal embrittlement), особенно при высоких скоростях деформации. Одновременно сообщалось, что столь низкие содержания свинца, как 18 ppm (миллионных долей), охрупчивают границы зерен сплавов Cu-Ni, а сплавы, которые были подвергнуты действию паров свинца при 800°C, разрушались хрупким образом, показывая, что свинец может также

вызывать твердофазное охрупчивание по границам зерна; оно, в отличие от LME, является более сильным при низких скоростях деформации. Другими элементами, известными как вызывающие охрупчивание по границам зерен в сплавах меди, являются сера и кислород.

5 Краткая сущность изобретения

Таким образом, задача изобретения состоит в том, чтобы предложить металлический продукт, состоящий из сплава на основе Cu-Ni-Sn-Pb, который устраняет по меньшей мере некоторые ограничения уровня техники.

10 Другая задача изобретения состоит в том, чтобы предоставить металлический продукт, состоящий из сплава на основе Cu-Ni-Sn-Pb с улучшенными свойствами на растяжение и хорошей обрабатываемостью резанием.

Согласно изобретению эти задачи решаются посредством системы и способа, содержащих признаки независимых пунктов, а предпочтительные варианты осуществления указаны в зависимых пунктах формулы изобретения и в описании.

15 Эти задачи решаются также посредством сплава, содержащего между 1% и 20% по весу Ni, между 1% и 20% по весу Sn, между 0,5% и 3% по весу Pb в Cu, которая составляет по меньшей мере 50% по весу сплава, отличающегося тем, что сплав дополнительно содержит между 0,01% и 5% по весу Р или В, по отдельности или в комбинации.

В одном варианте осуществления изобретения сплав дополнительно содержит между 0,01% и 0,5% по весу Р или В, по отдельности или в комбинации.

25 В предпочтительном варианте осуществления изобретения сплав содержит 9% по весу Ni, 6% по весу Sn, 1% по весу Pb.

Сплав по изобретению характеризуется пределом текучести $R_{p0,2}$ и максимальным напряжением R_m существенно выше 180 МПа и 333 МПа соответственно, измеренными при 400°C после термообработки при 800°C в течение примерно одного часа с последующей закалкой в воде или на воздухе. Сплав характеризуется также твердостью H_v существенно выше 190 после термообработки при 800°C в течение примерно одного часа и последующего старения при 320°C в течение примерно двенадцати часов.

35 Эти задачи решаются также способом получения металлического продукта, состоящего из сплава по изобретению, включающим в себя этапы: получение первой заготовки из упомянутого сплава с гомогенной структурой; отжиг упомянутого сплава при температуре, составляющей между 690°C и 880°C, для гомогенизации и улучшения свойств холодного деформирования сплава; охлаждение со скоростью охлаждения, составляющей между 50°C/мин и 50000°C/мин, в зависимости от поперечного размера упомянутого продукта и состава упомянутого сплава; и холодное деформирование.

Настоящее изобретение относится также к металлическому продукту, состоящему из сплава по изобретению и полученному способом по изобретению, причем этот продукт характеризуется механической прочностью, составляющей между 700-1500 Н/мм², твердостью H_v, составляющей между 250 и 400, и показателем обрабатываемости резанием более 70% в сравнении со стандартной латуной ASTM C36000.

50 Обрабатываемый резанием металлический продукт может быть изготовлен без растрескивания и имеет отличные механические свойства на растяжение при промежуточной температуре (300°C-700°C).

В настоящем описании изобретения все % выражены в % по весу, даже если в тексте

это явно не упоминается.

Краткое описание чертежей

Настоящее изобретение станет более понятным после изучения приложенной формулы изобретения и описания, приведенного в качестве примера и проиллюстрированного приложенными фигурами, на которых:

фиг.1 показывает шлиф В-содержащего сплава Cu-Ni-Sn-Pb согласно изобретению; и фиг.2 показывает шлиф Р-содержащего сплава Cu-Ni-Sn-Pb согласно изобретению.

Подробное описание возможных вариантов осуществления изобретения

В одном варианте осуществления изобретения сплавы на основе Cu содержат между 1% и 20% по весу Ni, между 1% и 20% по весу Sn, а также Pb в доле, которая может варьироваться между 0,1% и 4% по весу, а остальное состоит по существу из Cu с неизбежными примесями, типично содержащимися в количестве 500 ppm или менее.

Так как свинец по существу не растворим в других металлах сплава, полученный продукт будет содержать частицы свинца, диспергированные в матрице Cu-Ni-Sn. При операциях обработки резанием свинец оказывает смазывающий эффект и облегчает отделение осколков.

Количество свинца, введенного в сплав, зависит от степени обрабатываемости резанием, которой стремятся достичь. Обычно может быть введено количество свинца до нескольких процентов по весу без изменения механических свойств сплава при нормальной температуре. Однако выше температуры плавления свинца (327°C) жидкий свинец сильно разупрочняет сплав. Поэтому содержащие свинец сплавы сложно получать, с одной стороны, потому, что они имеют очень сильно выраженную тенденцию к растрескиванию, а, с другой стороны, потому, что они обнаруживают двухфазную кристаллографическую структуру, содержащую нежелательную разупрочняющую фазу. Поэтому в сплаве по изобретению содержание свинца предпочтительно составляет между 0,5% и 3% или 0,5% и 2% по весу, еще более предпочтительно-между 0,5% и 1,5% по весу.

Состав сплава необязательно может дополнительно содержать между 0,1% и 1% элемента, такого как Mn, введенного в состав в качестве раскислителя. Сплав Cu может также содержать другие элементы, такие как Al, Mg, Zr, Fe, или комбинацию по меньшей мере двух из этих элементов, вместо Mn или в дополнение к Mn. Наличие этих элементов может также улучшить спинодальное упрочнение сплава Cu. Альтернативно, могут применяться устройства, предотвращающие окисление сплава Cu.

В другом варианте осуществления часть содержания Cu в сплаве по настоящему изобретению может быть заменена другими элементами, такими как Fe или Zn, при доле, например, до 10%.

В еще одном варианте осуществления изобретения сплав на основе Cu содержит по меньшей мере 0,01% по весу дополнительного легирующего элемента, выбранного из Al, Mn, Zr, P (фосфора) или B (бора). Альтернативно, сплав на основе Cu по изобретению содержит по меньшей мере 0,01% по весу смеси по меньшей мере двух дополнительных элементов, выбранных из Al, Mn, Zr, P или B.

В одном предпочтительном варианте осуществления изобретения сплав на основе Cu содержит между 0,01% и 5% по весу P или B.

В более предпочтительном варианте осуществления изобретения сплав на основе Cu содержит 9% по весу Ni, 6% по весу Sn, 1% по весу Pb и между 0,02% и 0,5% P или B.

Было исследовано влияние добавления P и/или B на механические свойства сплавов Cu-Ni-Sn-Pb при промежуточных температурах. Для этого приготовили

металлические продукты, состоящие из сплава на основе Cu, содержащего примерно: 9% по весу Ni, 6% по весу Sn, 1% по весу Pb и примерно между 0,02 и 0,5% P или B, из чистых компонентов (лигатур Cu₃P и CuZr: 99,5% по весу, Al: 99,9% по весу, все остальные: 99,99% по весу) на установке полунепрерывной разливки (емкость: 30 кг) в защитной атмосфере аргона.

Состав разных исследованных сплавов, определенный анализом с индуктивно связанной плазмой (ICP), приведен в таблице 1, где составы указаны в % по весу, а остальное составляет Cu. Значение для Zr нельзя было определить методом ICP.

Таблица 1											
Состав сплавов											
		Ni	Sn	Pb	Al	Mn	Zr	B	P	Fe	Co
A1	CuNi9Sn6	8,907	6,230	1,025		0,002					0,004
A2	CuNi9Sn6Pb1	9,231	6,083			0,009					0,004
B1	CuNi9Sn6Pb1+ 0,5 Al	8,810	6,104	0,997	0,515	0,002					0,005
B2	CuNi9Sn6Pb1+ 0,5 Mn	8,960	5,979	0,968		0,474					0,005
B3	CuNi9Sn6Pb1+ 0,25 Zr	8,917	6,300	0,995		0,002	0,25			0,008	0,005
B4	CuNi9Sn6Pb1+ 0,3 B	8,950	6,096	0,963	0,020	0,002		0,325		0,016	0,18
B5	CuNi9Sn6Pb1+ 0,5 P	8,915	6,259	0,997		0,002			0,478		0,004
C1	CuNi9Sn6Pb1+ 0,03 B	9,480	6,250	0,890		0,003		0,02			
C2	CuNi9Sn6Pb1+ 0,1 P	9,170	6,300	0,920		0,027			0,075		

Металлические продукты отливали в цилиндрические прутки диаметром 12 мм и затем обжимали в три этапа до диаметра 7,5 мм. Из этих прутков вырезали цилиндрические образцы для испытания на растяжение, имеющие базовую длину 30 мм и диаметр 4 мм. Образцы гомогенизировали при 800°C в течение одного часа на воздухе и закаливали в воде.

В этот список были добавлены сплавы C1 и C2, чтобы проверить, можно ли и при низком содержании легирующих добавок добиться характеристик по обрабатываемости резанием и высокой прочности. В отличие от сплавов, обозначенных буквой B, образцы сплавов C1 и C2 охлаждали на воздухе после отжига при 800°C в течение 1 ч.

Фигуры 1 и 2 показывают ПЭМ-микроснимки шлифа соответственно B-содержащего (B4) и P-содержащего (B5) сплавов согласно изобретению. Оба сплава B4 и B5 обнаруживают твердые частицы 1 вторичной фазы, богатые Ni, Sn и либо B, либо P соответственно, образовавшиеся, когда в сплав на основе Cu добавлен B или P. Также образуются твердые частицы 1 вторичной фазы, богатые Ni, Sn и Zr (не показано), когда в сплав на основе Cu добавляют Zr. Вторичная фаза 1 тверже, чем остальная матрица сплава на основе Cu. Сплавы B4 и B5 отличаются также размером зерна, здесь - средним диаметром по существу 35 мкм, почти в два раза меньшим, чем в других сплавах, не содержащий B или P. Сплавы C1 и C2 с более низким содержанием B или P соответственно также обнаруживают частицы вторичной фазы 1, хотя и в уменьшенном количестве (микроснимок не показан). Частицы 1 вторичной фазы равномерно распределены в микроструктуре и имеют размер несколько микрометров. Включения 2 Pb на фигурах 1 и 2 выглядят белыми.

Таблица 2 приводит экспериментальные значения твердости по Виккерсу (HV10),

измеренные для сплавов с В1 по В5, после термообработки при 800°C в течение примерно одного часа и последующего старения при 320°C в течение примерно 10 и 12 ч. Экспериментальные значения сравниваются со значениями, полученными для сплава А2. Самое большое увеличение твердости было обнаружено для сплавов В4 и В5 согласно изобретению.

Таблица 2						
Твердость по Виккерсу (HV10) в единицах Hv						
Время [ч]	А2	В1	В2	В3	В4	В5
0	98	105	99	102	114	114
10	177	137	161	179	167	190
12	160	138	160	177	188	208

В таблице 3 приведены значения предела текучести ($R_{p0,2}$) и максимального напряжения (R_m) для образцов сплавов с А1 по В5. Эти значения были получены при проведении испытаний на растяжение в горячем состоянии после термообработки при 800°C в течение примерно одного часа, с последующей закалкой в воде или на воздухе. Испытания на растяжение проводили с серво-гидравлической испытательной машиной (максимальная предельная нагрузка 100 кН) при 400°C и скорости деформации 10^{-2} с^{-1} . Образцы быстро нагревали, используя ламповую печь (Research Inc., модель 4068-12-10), достигая стабилизировавшейся температуры испытания в пределах менее 2 мин с тем, чтобы минимизировать протекание фазовых превращений в период нагрева. Благодаря как быстрому нагреву, так и высокой скорости деформации, разрушение образцов получали не позднее чем через три минуты выдержки при 400°C.

Таблица 3							
Предел текучести ($R_{p0,2}$) и максимальное напряжение (R_m) в МПа							
	А1	А2	В1	В2	В3	В4	В5
$R_{p0,2}$ [МПа]	229	161		-	166	184	190
R_m [МПа]	422	184	158	134	198	333	334

Свинец, добавленный в сплав CuNi9Sn6, значительно охрупчивает сплав. Улучшенные значения предела текучести ($R_{p0,2}$) и максимального напряжения (R_m) получены для сплавов В4 и В5 по изобретению в сравнении со значениями, полученными для других Pb-содержащих сплавов с А2 по В3 без добавления Р и/или В. Значения предела текучести и максимального напряжения, полученные для сплавов С1 и С2 с уменьшенными количествами В (0,03 вес.%) и Р (0,1 вес.%), соответственно 160 МПа и около 300 МПа при 400°C, также были улучшены по сравнению со значениями у сплавов с А2 по В3 при этой же температуре.

Исследования методом ПЭМ продольных разрезов разломанных образцов (не показаны) сплавов С1 и С2 после разрушения в указанных выше испытаниях на растяжение в горячем состоянии показали, что частицы 1 вторичной фазы часто расположены рядом с включениями 2 Pb (см. фигуры 1 и 2) и что разрушение является межзерненным, предполагая, что разрушение не зарождается на более крупных частицах 1 вторичной фазы.

Таблица 3 приводит качественные данные о подверженности сплавов с А2 по В5 образованию закалочных трещин. В таблице 3 знак “+” означает наличие трещин, с увеличением числа и глубины идя от “+” к “+++”, тогда как “0” означает отсутствие каких-либо трещин. Эксперименты с закалкой проводили на образцах сплавов с А2

по В5 в отлитом состоянии, вначале термообработывая образцы при 800°C в течение одного часа, а затем бросая образцы в ванну с водой при комнатной температуре или с маслом, поддерживаемым при 80°C или, альтернативно, при 180°C. После этого поверхности образцов сплава исследовали оптически на трещины. Таблица 3а показывает, что сплавы В4 и В5 согласно изобретению являются наименее подверженными образованию закалочных трещин.

Таблица 3а			
	Вода	Масло 80°C	Масло 180°C
A2	+++	++	+
B1	+++	+	+
B2	++	+	+
B3	+++	+	+
B4	+	0	0
B5	+	0	0

Было найдено, что характеристики обрабатываемости резанием сплавов с В4 по С2 согласно изобретению, испытанные путем сверления, с учетом скорости резки, подачи и длины стружки, были подобны характеристикам других сплавов, не содержащих Р или В. Сплав В5 оказался имеющим наилучшие характеристики обрабатываемости резанием по сравнению с другими сплавами группы с А1 по С2.

Вышеуказанные результаты предполагают, что твердые частицы 1 вторичной фазы не представляют собой предпочтительные центры зарождения межзеренных пор в сплаве, а скорее препятствуют ползучести по границам зерен, которая является одной из основных причин охрупчивания при промежуточной температуре (300°C - 700°C) медных сплавов без зарождения пор. Кроме того, в Zr-, В- и Р-содержащих сплавах по изобретению (В3, В4, В5, С1, С2) включения 2 Рb обнаруживают заметную тенденцию располагаться рядом с твердыми выделениями 1 В-или Р-содержащей вторичной фазы и имеют довольно неправильные, сложные формы. Это может приводить к низкоэнергетическим границам раздела между расплавленными включениями 2 свинца и твердой вторичной фазой 1 при промежуточных температурах, так что Рb "смачивает" частицы 1 вторичной фазы. Это повышает приложенное напряжение, необходимое для достижения нестабильности включений 3 расплавленного Рb, замедляющих разрушение В- и Р-содержащего сплава, делая его более прочным и более пластичным и, возможно, давая улучшенные свойства на растяжение при промежуточных температурах. Другими словами, добавленные в сплав на основе Си элементы, такие как Р, В или Zr, вызывают образование твердой вторичной фазы 1, которая имеет, в контакте с расплавленным Рb, низкую межфазную энергию, тем самым стабилизируя частицы по отношению к изменению формы при приложении напряжения. Более высокие свойства на растяжение сплавов В4 и В5 по сравнению с А2 и остальными сплавами В-серии (таблица 2) также можно объяснить разницей в размере зерна, причем и В, и Р действуют как измельчающие зерно добавки, и тем, что нагрузку несет менее пластичная вторичная фаза 1.

Очевидно, сплавы В4, В5, С1 и С2 по изобретению в значительной степени решают проблему охрупчивания при промежуточной температуре, которая вызвана добавкой свинца для улучшения обрабатываемости сплава CuNi9Sn6 резанием. Свинцовистые сплавы с В3 по С2 сохраняют присущие им качества легкой обрабатываемости резанием.

В одном варианте осуществления изобретения обрабатываемый резанием металлический продукт, состоящий из сплава на основе Си по изобретению, получают

способом, включающим процесс непрерывной или полунепрерывной разливки. В этом способе экструдировывают первую заготовку, например, с диаметром, который типично может составлять между 25 мм и 1 мм. Затем сплав охлаждают, например, потоком сжатого воздуха или водяным орошением, или любым другим подходящим средством, способным обеспечить подходящую скорость охлаждения, которая предпочтительно достаточно высока, чтобы ограничить образование охрупчивающей вторичной фазы, и достаточно быстра, чтобы предотвратить растрескивание, как будет обсуждаться ниже.

Затем материал первой заготовки подвергают одной или нескольким операциям холодного деформирования, например, прокатке, волочению, гибке с вытяжкой, ковке или любому другому процессу холодной деформации. После этапа холодного деформирования вторую заготовку отжигают, типично в проходной печи или в печи со съемной крышкой, при температуре отжига, которая должна лежать в том диапазоне, в пределах которого сплав является однофазным. В случае сплава Cu по изобретению с одним из описанных выше составов, температура отжига составляет между 690°C и 880°C. Этап отжига, или этап гомогенизирующей термообработки, применяется, наряду с прочим, чтобы вызвать пластичность, измельчить структуру, делая ее гомогенной, и улучшить свойства сплава при холодном деформировании.

В одном варианте осуществления вторую заготовку можно подвергнуть отжигу или этапу гомогенизирующей термообработки до процесса холодного деформирования.

На этапе отжига будет происходить по меньшей мере частичная рекристаллизация второй заготовки, где будут зарождаться и расти новые недеформированные зерна, заменяя зерна, деформированные внутренними напряжениями. После этапа отжига вторую заготовку снова охлаждают со скоростью охлаждения, которая предпочтительно достаточно высока, чтобы ограничить образование охрупчивающей вторичной фазы, и достаточно быстра, чтобы предотвратить растрескивание.

Можно провести один или несколько последовательных этапов холодного деформирования, причем за каждым этапом холодного деформирования следует этап отжига и охлаждения, чтобы получить последовательные заготовки, имеющие желаемые диаметры и формы.

После последовательных этапов холодного деформирования, отжига и охлаждения конечную заготовку можно подвергнуть волочению или гибке с вытяжкой до конечных диаметра и/или формы для получения обрабатываемого резанием продукта. Наконец, затем обрабатываемый резанием продукт или обработанные резанием детали можно подвергнуть термообработке для спинодального распада, или закалке, чтобы получить оптимальные механические свойства. Последняя термообработка может проводиться до или после чистовой обработки.

Этап охлаждения после экструдирования и/или отжига должен протекать при достаточно медленной скорости, чтобы предотвратить растрескивание сплава из-за внутренних напряжений, создаваемых разницей температур при охлаждении, но достаточно быстро, чтобы ограничить образование двухфазной структуры. Если скорость слишком низкая, может появиться значительное количество вторичной фазы. Эта вторичная фаза очень хрупкая и сильно снижает деформируемость сплава. Критическая скорость охлаждения, необходимая для того, чтобы избежать образования слишком большого количества вторичной фазы, будет зависеть от химии сплава и является большей для большего количества никеля и олова.

Кроме того, при охлаждении в сплаве образуются переходные (временные) внутренние напряжения. Они связаны с разницей температур между поверхностью и

центром заготовки или продукта. Если эти напряжения превысят прочность сплава, он будет трескаться и больше не будет годен к применению. Внутренние напряжения из-за охлаждения тем выше, чем больше диаметр продукта. Таким образом, критические скорости охлаждения во избежание растрескивания зависят от диаметра
5 продукта. В способе по настоящему изобретению охлаждение после этапов экструдирования и/или отжига проводится со скоростью охлаждения, составляющей между 50°С/мин и 50000°С/мин.

Медно-никель-оловянные сплавы имеют большой интервал затвердевания, приводящий к значительной ликвации при операции разливки. В процессе
10 непрерывной или полунепрерывной разливки расплавленный сплав можно перемешивать, чтобы получить большую равномерность литого металла в отношении состояния его поверхности и его внутренних свойств, таких как ликвация и усадка. Кроме того, когда расплавляемый сплав плавят и разливают, образуется дендритная
15 структура, и нельзя получить мелкозернистый сплав.

Медный сплав можно перемешивать электромагнитным методом, чтобы размешивать расплав. Такие магнитные силы способны создавать достаточное перемешивание заготовки, позволяя уменьшить число центров ликвации и получить
20 сплав на основе Си, имеющий мелкие одноосные кристаллы со средним размером зерна существенно меньше 5 мм.

Альтернативно, расплавленный сплав Си в заготовке можно перемешивать механически, используя энергию ультразвука, чтобы получить кавитацию и
25 акустические потоки в расплавленном материале. Может использоваться также другой тип механического перемешивания, такой как принудительное перемешивание газом, и физическое перемешивание, такое как вибрации или встряхивание расплавленного сплава, или механические устройства, такие как ротор, винт или перемешивающая импульсная струя. Альтернативно, электромагнитное
30 перемешивание может применяться в сочетании с механическим перемешиванием, или же ультразвуковое перемешивание может применяться в сочетании с механическим перемешиванием.

В другом варианте осуществления изобретения первые заготовки из сплава на основе Си с диаметром до 320 мм получают, используя процесс распылительной
35 штамповки, такой как процесс, известный как способ "Osprey" и описанный в патенте EP 0225732. При этом, используя распыленные частицы с размерами в диапазоне 1-500 микрон, можно получить сплав со средним размером зерна меньше 200 микрон. Способ распылительной штамповки позволяет получать почти
40 гомогенную микроструктуру, имеющую минимальную степень ликвации. Способом распылительной штамповки могут быть получены также другие типы заготовок, такие как слиток, диск или пруток, имеющий прямоугольное сечение. Распыление частиц расплавленного металла или металлического сплава проводится в желаемой атмосфере, предпочтительно в инертной атмосфере, такой как азот или аргон.

Альтернативно, металлический продукт может быть получен способом статического литья заготовок или любым другим подходящим способом.
45

Продукт из сплава на основе Си характеризуется пределом прочности на растяжение, составляющим между 700-1500 Н/мм² (700-1500 МПа), измеренным при
50 комнатной температуре, после этапов обработки отжигом и охлаждения; твердостью по Виккерсу (HV10) между 250 и 400, измеренной после этапов обработки отжигом и охлаждения; и показателем обрабатываемости резанием выше 70%, в сравнении со стандартной латуной ASTM C36000. Кроме того, продукт из сплава на основе Си

можно легко обрабатывать резанием благодаря облегченному удалению стружки, образующейся при токарной обработке, и можно с выгодой применять для станочных операций, требующих, в частности, стадии обточки, или стадии легкой резки, стадии штамповки, стадии гибки, стадии сверления и т.д.

5 Продукт из сплава на основе Cu по изобретению может с выгодой применяться для получения продукта, имеющего форму прутков, проволоки с круглой или любой другой формой профиля, полос, например, катаных полос, слябов, слитков, листов и т.д. Продукт из сплава на основе Cu может с выгодой применяться также для
10 изготовления всей или части обработанной резанием детали, такой как электропроводящие детали, имеющие, например, высокий предел упругости выше 700 Н/мм², такие как соединители (разъемы), электромеханические детали, детали для телефонии, пружины и т.д., или микромеханические детали для таких применений, как
15 микромеханика, часовое дело, трибология, авионавтика и т.д., или любых других деталей различных назначений.

Способ по настоящему изобретению позволяет получать обрабатываемые резанием продукты на основе Cu-Ni-Sn, содержащие до нескольких весовых процентов Pb и между 0,01% и 0,5% P и/или В, без образования в них трещин при изготовлении, и
20 имеющие отличные механические свойства на растяжение.

Ссылочные позиции и обозначения

1 - частица вторичной фазы

2 - включения Pb

25 $R_{p0,2}$ - предел текучести

R_m - максимальное напряжение.

Формула изобретения

1. Сплав, содержащий между 1% и 20% по весу Ni, между 1% и 20% по весу Sn,
30 между 0,5% и 3% по весу Pb в Cu, которая составляет по меньшей мере 50% по весу сплава, отличающийся тем, что сплав дополнительно содержит между 0,01% и 5% по весу В.

2. Сплав по п.1, причем сплав дополнительно содержит между 0,01% и 0,5% по весу P.
35

3. Сплав по п.1 или 2, причем упомянутый сплав содержит 9% по весу Ni, 6% по весу Sn, 1% по весу Pb.

4. Сплав по п.3, причем упомянутый сплав имеет предел текучести $R_{p0,2}$ существенно выше 180 МПа, измеренный при 400°C после термообработки при 800°C
40 в течение примерно одного часа, с последующей закалкой в воде или на воздухе.

5. Сплав по п.3, причем упомянутый сплав имеет максимальное напряжение R_m выше 333 МПа, измеренное при 400°C после термообработки при 800°C в течение примерно одного часа, с последующей закалкой в воде или на воздухе.

6. Сплав по п.3, причем упомянутый сплав имеет твердость Hv существенно
45 выше 190, измеренную после термообработки при 800°C в течение примерно одного часа и последующего старения при 320°C в течение примерно двенадцати часов.

7. Сплав по п.1 или 2, причем упомянутый сплав содержит вторичную фазу (1), содержащую Ni, Sn и либо В, либо P соответственно, после термообработки при 800°C
50 в течение примерно одного часа, с последующей закалкой в воде или на воздухе.

8. Способ получения металлического продукта, состоящего из сплава, охарактеризованного по любому из пп.1-7, включающий в себя этапы:

а) получение отливки из упомянутого сплава с гомогенной структурой;

b) отжиг упомянутого сплава при температуре, составляющей между 690°C и 880°C, для гомогенизации и улучшения свойств холодного деформирования сплава;

5 c) охлаждение со скоростью охлаждения, составляющей между 50°C/мин и 50000°C/мин, в зависимости от поперечного размера упомянутого продукта и состава упомянутого сплава; и

d) холодное деформирование.

10 9. Способ по п.8, причем этап а) по п.8 представляет собой процесс непрерывной разливки для экструдирования отливки из упомянутого сплава с диаметром, составляющим между 25 мм и 1 мм.

10 10. Способ по п.8, причем расплав упомянутого сплава перемешивают электромагнитным или механическим путем для того, чтобы получить упомянутый сплав с мелкими равноосными кристаллами со средним размером зерна, составляющим существенно меньше 5 мм.

15 11. Способ по п.8, причем этап а) по п.8 представляет собой процесс распылительной штамповки, и при этом упомянутую отливку формируют с диаметром до 320 мм и средним размером зерна меньше 200 мкм.

20 12. Способ по любому из пп.8-11, причем упомянутый этап холодного деформирования включает в себя процесс прокатки, волочения, гибки с вытяжкой, ковки.

25 13. Металлический продукт, характеризующийся тем, что он получен способом по любому из пп.8-12, причем упомянутый металлический продукт имеет предел прочности на растяжение, составляющий между 700-1500 МПа, измеренный при комнатной температуре.

14. Продукт по п.13, причем упомянутый продукт имеет твердость H_v между 250 и 400.

30 15. Продукт по п.13, причем упомянутый продукт имеет показатель обрабатываемости резанием более 70% в сравнении со стандартной латуной ASTM C36000.

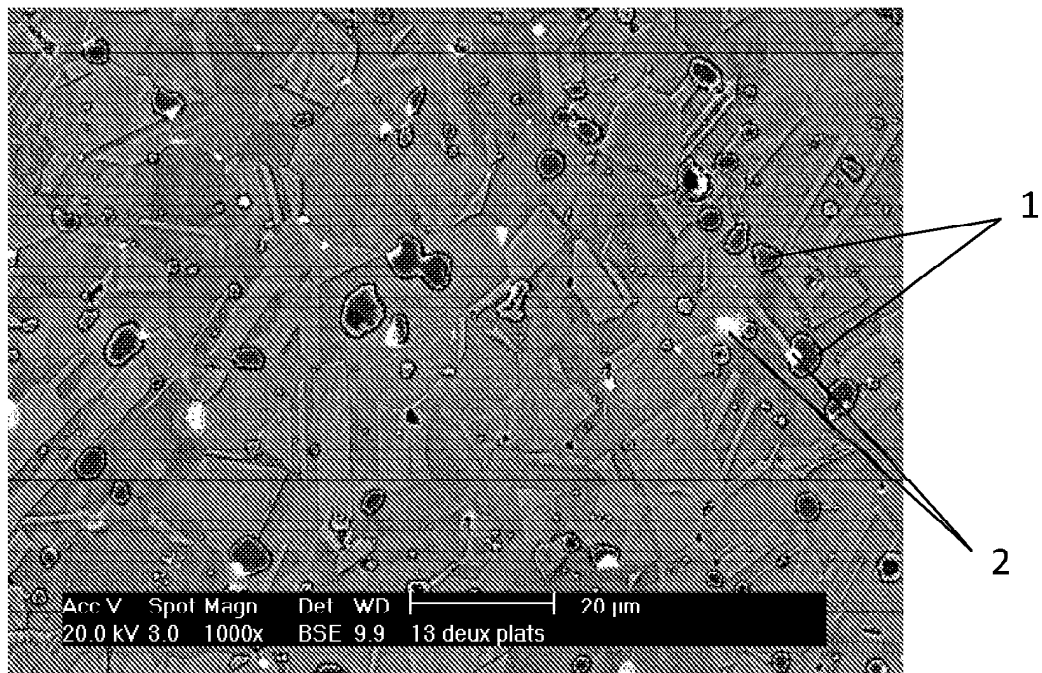
16. Продукт по п.13, причем продукт имеет форму прутка, проволоки, полос и листа.

35 17. Продукт по любому из пп.13-16, причем продукт применяется для изготовления всей или части обрабатываемой резанием электропроводящей детали или механических или микромеханических деталей.

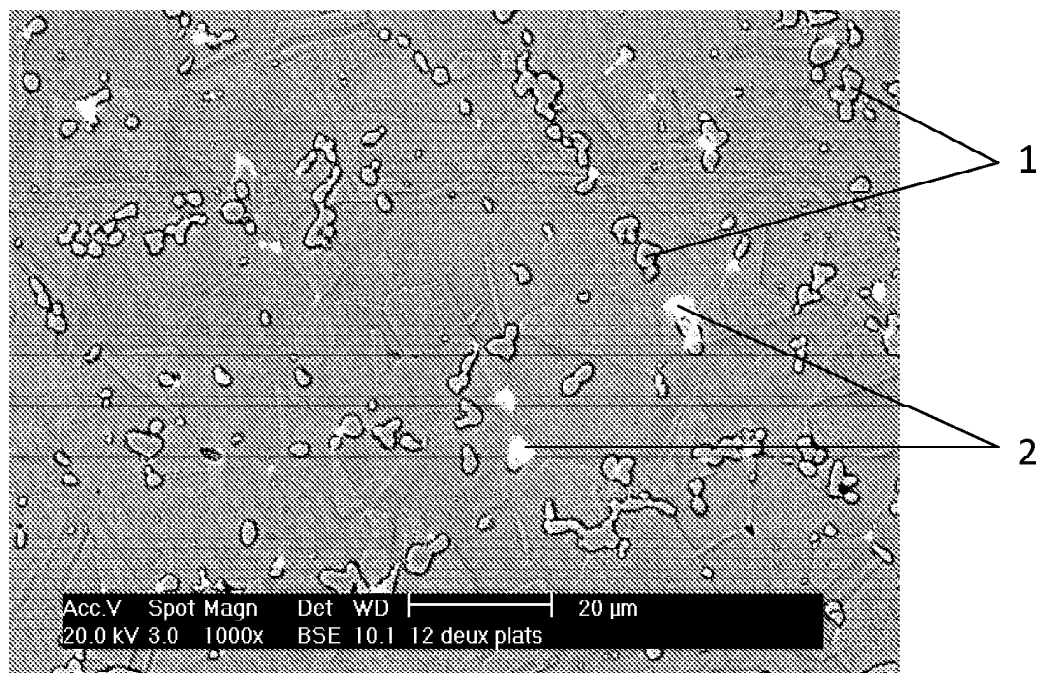
40

45

50



ФИГ.1



ФИГ.2