

公告本

申請日期	841123
案號	84112476
類別	F01C 3/4 C2C 3/6

305011

A4
C4

305011

(以上各欄由本局填註)

發明專利說明書

一、發明 名稱	中文	一種缸體構件及鎳基護面合金
	英文	A cylinder member and nickel-based facing alloys
二、發明人 創作	姓名	胡格哈羅安德魯斯 Hoeg, Harro Andreas
	國籍	丹麥
	住、居所	丹麥亞里羅德 DK-3450 可凱堤維 105 號
三、申請人	姓名 (名稱)	MAN B&W 柴油引擎公司 MAN B&W Diesel A/S
	國籍	丹麥
	住、居所 (事務所)	丹麥可潘哈根 DK-2450 堤格荷姆史蓋德 41 號
	代表人 姓名	約翰史坦德韓生 John Stendal Hansen

裝

訂

線

(由本局填寫)

承辦人代碼：
大類：
IPC分類：

A6

B6

本案已向：

丹麥 國(地區) 申請專利，申請日期： 案號： ， 有 無主張優先權
1994年12月13日 1428/94

有關微生物已寄存於： ， 寄存日期： ， 寄存號碼：

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄)

裝

訂

線

經濟部中央標準局員工消費合作社印製

五、發明說明(/)

本發明係關於在內燃引擎，特別是大型二衝程十字頭引擎，如閥、座部份、活塞或缸體內襯之缸體，此構件具有抗熔焊高溫腐蝕護面合金，並且關於鎳基護面合金，其可，例如，熔焊於此缸體構件。

在內燃引擎之排氣閥用之許多不同護面合金為已知的。例如，W092/13179敘述鎳基合金(Alloy 50)鈷基合金(Stellite 6)及最重要之合金成份為20-24%之Cr、0.2-0.55%之C與4-7%之Al之鎳基合金的用途。

EP-A-0 521 821專利敘述由具有Inconel 625熔焊層之Nimonic製成，或以不進一步解釋之方法而具有一層Inconel 671，其除了不可避免之雜質，包括0.04-0.05%之C、47-49%之Cr、0.3-0.40%之Ti、及其餘為Ni之閥。其提及合金Inconel 671不提供如Inconel 625一樣好之抗腐蝕性，其特別含20-22%之Cr、8.0-9.5%之Mo、3.15-4.15% Nb+Ta及其餘為Ni。

DT-OS24 46 517專利敘述核反應器用之護面合金，嚐試藉由最大0.05%之C、1.0-5.0%之Si、最大1.0%之Mn、20-50%之Cr、0.5-3.0%之B、最大3.0%之Cu、最大5.0%之Fe及其餘為Ni，其中 $\%Cr \geq 10 \times \%B + 13$ 所組成之熔焊合金，而避免結晶間之腐蝕。具體實例提及具有範圍為1.13至2.86%之B含量的合金。

SE-B-422 338專利敘述具有含鉻鎳合金基體之內燃引擎用之閥，其在超過3000℃之溫度塗以含鉻合金，於是構件在高於作業溫度之溫度接受機械機製及老化，此目

五、發明說明()

的為安定合金之結構與大小，並且抵消結晶間之腐蝕。

DK-B-165125專利敘述內燃引擎用之排氣閥，其具有包含13-17%之Cr、2-6%之Al、0.1-8%之Mo、1.5-3.5%之B、0.5-3%之Ti、4-7%之Co及其餘為Ni之抗高溫腐蝕護面合金。

用於內燃引擎之排氣閥之許多其他護面合金，由論文“目前閥材料之操作經驗之複習”(Review of operating experience with current valve materials)，1990年出版於來自倫敦海洋工程師協會之書本“重燃料操作之柴油引擎燃燒槽材料”(Diesel engine combustion chamber materials for heavy fuel operation)而為已知的。

其中，已知閥護面之目的為在具有優異之抗高溫腐蝕性之構件提供表面，使得此物質在重燃油柴油引擎不被高腐蝕環境腐蝕，及在座區域之情形，提供高硬度之表面，而抵消稠密標記之形成，同時沈積之物質具有在物質抵消冷裂解之形成之高延性。

在已知之閥合金中，護面之硬度主要藉由在基本基質之碳化物網路、硼化物及/或中間金屬，如Ni₃Al(γ')、 μ -相、 σ -相或Laves-相，及藉由溶液硬化而提供。已知之熔焊護面合金在熔焊物質時，於熔焊後之冷卻非常暴露於冷裂解，即，熔焊結束後立即出現裂解。冷裂

五、發明說明(3)

解需要除去或以融焊護面修理。冷裂解之問題特別在於已知含硼護面合金，因為這些已知合金具有非常低之延性。B 在此用於硼化物之沈澱，以增加合金之硬度及抗磨損性。

在鑄模構件之情形，為了得到良好之抗高溫腐蝕性，特別是在含有得自重燃油燃燒產物之硫與鈾之環境，已知使用 50% Cr 50% Ni 型式之合金，或由 48-52% 之 Cr、1.4-1.7% 之 Nb、最大 0.1% 之 C、最大 0.16% 之 Ni、最大 0.2% 之 C+N、最大 0.5% 之 Si、最大 1.0% 之 Fe、最大 0.3% 之 Mg 及其餘為 Ni 所組成之 IN657 型式之合金。鑄模後，合金包含富鎳 γ -相與富鉻 α -相，其中視合金之精確分析而定，兩相可組成主要枝狀晶體結構。已知這些合金在超過 700°C 之操作溫度老化硬化，其造成在室溫小於 4% 延性之脆化特徵。由於這些相當不良之強度性質，合金已不用於特別需要強度之鑄模構件。

EP-A-0529208 專利敘述在汽車引擎之閥，熔焊於閥座區域用之鉻基硬面合金。合金含有 30-48% 之 Ni、1.5-15% 之 W 及/或 1.0-6.5% 之 Mo 及其餘為至少 40% 之 Cr。熔焊藉雷射熔焊而實行，而且在固化含鉻 α -相之冷卻時，含鎳相沈澱。W 與 Mo 對合金具有溶液增強效果，並且非常地有助於其強度。C 可以 0.3-2.0% 之量加入，以藉碳化物之形成而增加硬度。而且 B 可以 0.1-1.5% 之

五、發明說明(4)

量加入，以藉硼化鉻之形成而增加硬度，Nb可以1.0-4.0%之量加入，以形成硬度增加金屬間化合物及碳化物與硼化物。因此，在藉碳化物網、硼化物及／或中間金屬在合金含鉻基本基質之沈澱，及藉由在以上合金溶液硬化等而熔焊時，立即產生合金之硬度。結果，必須應用大量之注意及特別之熔焊方法，如雷射熔焊，以避免在與熔焊方法之立即連接時之裂解。在大型構件之熔焊，如大型船用引擎用之缸體構件，其中，例如，閥可具有直徑300-500毫米之碟，使用此已知合金幾乎無法適合商業化。

本發明之目的為缸體構件提供及護面合金，其對在存在於內燃引擎作業槽之環境的熱腐蝕具有高抗性，同時關於熔焊之裂解危險遠比已知合金為低，使得可使用具有適當高熔化速率之熔焊方法，而以商業基礎熔焊合金於大型構件。

關於此目的，依照本發明之缸體構件特徵為熔焊合金之硬度藉由基於固態相變換之沈澱硬化機構而增加，其活化沈澱硬化機構之溫度高於合金之操作溫度，而且其沈澱硬化機構緩慢地作用，使得合金在缸體構件之熔焊時實質上不硬化，但是在高於沈澱硬化機構之活化溫度之溫度的以後之熱處理時硬化。

藉由主要在熔焊護面合金之固化後，經物質之熱處理之固態相變換而引發合金之硬度，已使用固化時實質上比已知合金較小之共熔物沈澱及硬相而得到所需硬度。

五、發明說明(5)

如此增強主要枝狀晶體沈澱物間之互相鍵結，其抵消熱裂解。

熔焊後之冷裂解已極佳地避免，因為緩慢作用硬化機構僅在合金已應力釋放後，於以後之熱處理增加合金之硬度，如以下所詳細說明。直到構件在完成機械機製後之熱處理，熔焊之護面合金維持，例如，25%之高延性，其防止對應合金之生產應力之熔焊後之殘餘應力產生裂解。上述型式之護面合金之生產應力隨合金之增加硬度而增加，恰如得到應力釋放之溫度亦增加。加熱至硬化機構用之活化溫度時，熔焊、仍非常延性之合金變成暴露於藉應力釋放而釋放殘餘應力之溫度程度。硬化前之低合金硬度造成應力快速而且在低溫釋放。

為了得到固態相變換，合金組成物必須選擇使得在所選分析之區域附近，在相圖所述合金之主要元素對兩個不同相區域間之平衡狀態呈現傾斜分割線，其中，例如，一個相區域可含晶格形式BCC(體心立方)，另一個含BCC與所謂FCC形式(面心立方)之混合物。至於另一實例可提及兩個具有互相偏向側面長度之FCC形式。在熔焊池之快速固化及以後之冷卻，合金不具有自我調整成平衡狀態之時間，即，關於平衡狀態而判定合金具有一太大比例之相。在以後高於硬化溫度之加熱，底下出現之相點沈澱於上面出現之相，其產生具有結晶變形之內部應力，而防止經結晶顆粒之變色，而使合金得到高硬度。一至另一相之變換經合金成份之擴散而發生，而且發

五、發明說明(b)

生相當小之點沈澱物，其微細分布使得生成之合金具有非常均勻之微硬度。此固態相變換本身由其他合金而得知，但是對本發明之重要特點為，對於所選之護面合金之分析，變換發生太長，使其在通過之時間未變成活性，直到熔焊物質已冷卻至恰低於硬化溫度。因為熔焊物質維持高延性直到硬化，缸體構件可暴露於最終幾何之機械機製，於是實行硬化而無問題。

缸體構件較佳為具有主要在奧氏相熔焊時固化之護面合金，其部份在高於沈澱硬化機構用之活化溫度之溫度變換成紅鋁鐵相。此紅鋁鐵質BCC形式在奧氏FCC形式之沈澱對於得到高硬度為有利的，而且關於一般含有鎳與鉻之面心合金相當適合，因為二元Cr-Ni相圖具有特徵，在奧氏富鎳相與更富鉻相區域間之稍微S-形分割線。

合金之沈澱硬化用之活化溫度在550至1100℃間為適當的，較佳為700至850℃，沈澱硬化機構之活化需要該活化溫度同時超過大於40秒，大於20分鐘為適當的。使用此硬化機構，缸體構件之護面合金特別適於熔焊方法，其具有對於構件之製造為有利地高之熔化速率，及在大型二衝程十字頭引擎發生於缸體構件之操作溫度。如果缸體構件用於較小之引擎，可選擇其他之溫度程度。

較佳為，以重量%表示而且除了常發生之雜質，缸體構件之護面合金包含40至51%之Cr、0至0.1%之C、小於1.0%之Si、0至5.0%之Mn、小於1.0%之Mo、0.05至小於0.5%之B、0至1.0%之Al、0至1.5%之Ti、0至

五、發明說明(7)

0.2%之Zr、0.5至3.0%之Nb、最大5.0%之Co與Fe之凝聚體含量、最大0.2%之O、最大0.3%之N及其餘為Ni。

在已知之方法中，高含量之Cr增進鎳合金在相關操作環境之腐蝕性質。熔焊合金在500至700℃之操作溫度具有比缸體構件之已知硬護面較佳之腐蝕性質與較高之硬度，及比以上鑄模鎳合金較佳之機械性質。在所述之Cr含量間隔之外，固相變換無法以適當之方法得到，因為在無法達到較佳之Cr間隔限制時，活化溫度變成太低，而且如果超過Cr間隔上限，合金之固化間隔增加，而且主要紅鋁鐵質沈澱於硬與脆相，生成不欲之延性下降。其他合金成份之量決定分割線在相圖兩個相關相之間之精確位置，其表示Cr之最適含量可藉由試驗而精細地調整，而在其他合金成份為已知時，得到所需之硬化活化溫度。

B之含量對於具有高Cr含量之鎳合金之熔焊力具有令人驚奇之決定性轉變。在如0.05%之少量，B造成熔化物之固化由蜂巢狀固化成為枝狀晶體固化，其中枝狀晶體分枝交錯並且產生結構成份之幾何交錯，而在最後固化之熔化物避免較延伸及平面膜層。因此，B之含量實質上有助於合金在熔焊時對高裂解之高抗性。B非常不溶於 γ 與 α -相，而且其假定固化涉及具有許多硼化物之共熔。至少0.5%及以上之B含量，共熔與伴隨之硼化物之量增至對合金之所需延性為破壞性之程度。高含量之B亦造成不具有高強度之已知及不欲低熔共熔物之沈

五、發明說明(8)

澱。

Nb影響固相變換而提供球狀沈澱而非薄層沈澱，其增加熱處理後殘留之合金之延性。其特別對操作時暴露於機械影響之缸體構件具有重要性。使用Ta、Ti與Zr可得對應之效果，但是Ta非常昂貴，而且超過1.5%之Ti可在熔焊時造成金屬間沈澱製造及合金部份硬化與變脆，而且超過0.2%之Zr含量造成在熔焊時不裂解。

小於1.0%之Mo含量有助於經溶液增強效果而強化奧氏相，其給予合金較大之張力強度。

Si、Mn與Al在熔焊時具有去氧化效果，因此，為了避免熔焊效果，在熔焊時為使用之填充物質所需之成份。雖然一些去氧化劑在熔焊時燃燒，部份殘留於最終之合金。希望限制Si至少於1%，因為Si降低B之所需效果及其較大量加成之必要性。Mn並非為有效之去氧化劑，而且希望限制於最大5%之量，以不稀釋最終合金之活性成份。超過1%之Al含量可造成金屬間相Ni₃Al之不溶沈澱，其已在熔焊方法時增加鍊基質之硬度。

C為商業合金之常見雜質，而且完全去除C為昂貴的。C含量應限制於最大0.1%以避免或降低碳化物形成。O對N一般由周圍之空氣沈積於合金，但是其對所需之性質沒有幫助。

Co與Fe亦為雜質，其希望限制於最大5%之凝聚體含量。

本發明亦關於鍊基護面合金，其特徵依照相發明為，

五、發明說明(9)

以重量%表示而且除了常發生之雜質，其包含40至51%之Cr、0至0.1%之C、小於1.0%之Si、0至5.0%之Mn、小於1.0%之Mo、0.05至小於0.5%之B、0至1.0%之Al、0至1.5%之Ti、0至0.2%之Zr、0.5至3.0%之Nb、最大5.0%之Co與Fe之凝聚體含量、最大0.2%之O、最大0.3%之N及其餘為Ni。如上所述，此合金在非常良好之抗高溫腐蝕性及非常熔焊性而無任何裂解之危險，而且對於，例如，在650-800℃之溫度之高硬度，具有延性保留而可熱處理，其促進合金在機械負擔構件之使用，而有所區別。個別成份在合金性質之影響如上所述。

關於確定合金在熔焊後之高延性，較佳為，Al之含量最大為0.1%，而且Ti之含量較佳為最大0.1%。此低含量之Al與Ti在硬度增加與如此延性降低金屬間相Ni₃Al(Ti)之熔焊時，抑制沈澱。

合金之Cr含量可適當地在45至50%之間隔。最小45%之Cr含量提供沈澱硬化機構以較控制之方法及在較高活化溫度而發生之優點，其部份表示合金在熔焊時快速地冷卻至低於活化溫度，部份表示構件對最終幾何之以後機製可無需考量構件藉機製之加熱而發生。50%之上限對於硬與脆主要紅鋁鐵質相之形成提供適當之確定。

在較佳之具體實施例，合金含0.15至0.40%之B，較佳為0.25%之B。0.4%之B之上限提供適當之確定，使硬度增加之硼化物在合金固化時不以太大量而沈澱，而

五、發明說明(10)

且 0.15% 之下限確定在熔焊物質以構件基本物質之稀釋時，硼含量在局部區域不變成低至易於發生裂解。硼在合金產生所需枝狀晶體結構之能力在合金之低 Cr 含量時降低。在小於 45% 之 Cr 含量，B 之含量因此較佳為 0.20 至 0.30%。0.25% 之較佳上限在具有至少 45% 之 Cr 之合金為適當的。

為了避免加入較大量之 B 至合金，Si 在熔焊合金之含量較佳為最大 0.03%，而且因為如上所述，Mn 之含量具有稀釋效果，Mn 含量可適當地限制於最大 0.5%。因為相同之理由，最大 0.5% 之 Mo 含量，及 / 或最大 1.0% 之 Co 與 Fe 之凝聚體含量及最大 0.02% 之 O 與最大 0.02% 之 N 較佳。

如果 Nb 之含量最大 1.0%，隨球狀沈澱而發生硬化機構之有利改變增強，而且為了經濟之理由，相當昂貴之 Nb 之含量可適當地限制於 2.0%，至於較高含量之 Nb 通常實質上未改良合金之性質。在熔焊時熱裂解之危險可藉由加入最大 0.02% 之 Zr 於合金而適當地限制。

現在，本發明合金之實例在以下參考圖式而詳細說明，其中

圖 1 顯示二元 Cr-Ni 系統之相圖，

圖 2 與 10 為具有 48% 之 Cr 及其餘為 Ni 之參考合金之穿透試驗，及研磨與拋光樣本之放大 500 倍之照片，

圖 3-6 與 11-14 為顯示硼對合金熔焊力之影響之對應照片，

五、發明說明 ()

圖 7-9 與 15-17 為顯示矽對合金熔焊力之影響之對應照片，

圖 18 與 24 為具有 48% 之 Cr 及其餘為 Ni 之參考合金之對應照片，

圖 19-23 與 25-29 為珊對此合金熔焊力之影響之對應照片，及

圖 30-32 為依照本發明之三種合金之研磨與拋光樣本放大 1000 倍之照片。

圖 1 所示之二元相圖顯示在平衡相 γ 與 $\gamma - \alpha$ 之間之稍微 S-形分割線。分割線在約 1345°C 之溫度由約 47% 之 Cr 之點開始，並且傾斜地向下至在 500°C 之溫度約 38% 之 Cr 之點。當上述區域之 Ni-Cr 合金熔焊時，熔焊池之固化及以後之冷卻快速地發生，而形成主要奧氏體相 γ 。在以後之硬化，紅鋁鐵質 α -相如非常細微分布之球狀沈澱物而沈澱於鐵相。對於具有其他合金成份之合金，分割線之確實位置視所有合金成份之型式與量而定。

因為合金之熔焊力為本發明之重要特徵，已進行許多試驗。以了解 B 與例如 Si 之去氧化成份之加成如何影響熔焊力。試驗以電漿轉移電弧熔焊 (PTAW) 在直徑 135 毫米與厚度 30 毫米之無合金鋼碟進行。熔焊參數為 30 伏特之電弧電壓及 160 安培之電流密度。熔焊速度為 60 毫米 / 分鐘，而且熔化速率為 1.6 公斤 / 小時。熔焊之構件塗以紅色穿透液體，其在構件之擦拭後殘留於任何裂解，而可目視檢查裂解。自各構件取一個樣品，並且研磨及拋光及在顯微鏡照相。試驗之結果示於圖式。

五、發明說明 ()

具有高含量之Cr之鎳合金目前由於熱裂解之危險而被視為非常難以熔焊，其在兩個參考試驗證實。在圖2與11，看見由於熱裂解之已知強烈裂解。圖10與24顯示固化蜂巢式地發生，暗區延伸結晶顆粒間之平面膜層。

硼對熱裂解之顯著影響由圖3-6與圖19-23而明顯。在各具有48%之Cr及0.06%、0.12%、0.23%與0.40%之B含量之合金，可見到長期熱裂解已在少至0.06%之B之加成後消失，而且具有0.4%之B之樣品完全未裂解。各具有43%之Cr及0.15%、0.2%、0.3%、0.4%與0.5%之B含量之合金，在0.15%之B顯示熱裂解之戲劇性減少，但是熱裂解僅在0.2%之B完全去除，其表示合金必須在Cr含量較低時，具有較大含量之B。圖11-14顯示B使合金以枝狀晶體結構固化。圖25顯示相同之效果，但是僅在圖26完全得到。

圖7-9與15-17顯示各以0.09%、0.17%、與0.33%之量具有Si加成，而且各具有0.06%、0.11%與0.21%之伴隨B含量之合金。可見到Si降低B產生枝狀晶體固化結構之能力。

實例 1:

製備依照本發明之合金，其具有以下之分析：48.6%之Cr、1.5%之Nb、0.67%之Mn、0.39%之Si、0.1%之B、0.012%之C及其餘為Ni。合金以如上所述之相同方法而熔焊於構件，僅兩個熔焊顆粒應用於彼此之頂部。熔焊後並未觀察到裂解。熔焊後，合金在20℃之硬度測

五、發明說明()

量為 200HV20。構件然後在 700℃ 之溫度熱處理 72 小時。熱處理後，亦未觀察到裂解。藉由測量方法 HBW 3000/15/10，合金之硬度在 500℃ 測量為 511HV20 與 460HBW，其顯示合金在高溫維持相當有利之高硬度。樣品以一般之方法切割、研磨及拋光。圖 30 顯示合金之照片，而且可立即見到硬化合金之結構非常細微，雖然經高倍之放大個別結構成份幾乎無法區別。

實施例 2:

如上以下列分析之合金進行對應試驗：48.6% 之 Cr、0.5% 之 Nb、0.67% 之 Mn、0.39% 之 Si、0.1% 之 B、0.012% 之 C、0.24% 之 Co+Fe 及其餘為 Ni。並未觀察到裂解，不論在熱處理之前或之後。熱處理前，硬度測量為 220HV20，而且在熱處理後，硬度在 20℃ 測量為 551HV20 與 460HBW，及在 500℃ 為 415HBW。合金之照片示於圖 31。

實例 3:

如上以下列分析之合金進行對應試驗：48.6% 之 Cr、1.5% 之 Nb、0.67% 之 Mn、0.39% 之 Si、0.1% 之 B、0.012% 之 C、0.24% 之 Co+Fe 及其餘為 Ni。並未觀察到裂解，不論在熱處理之前或之後。熱處理前，硬度測量為 210HV20，而且在熱處理後，硬度在 20℃ 測量為 467HV20 與 451HBW，及在 500℃ 為 401HBW。合金之照片示於圖 32。

五、發明說明()

實例顯示合金在熔焊後之非常低硬度與必然之高延性，及硬度之大量增加而在硬化時無裂解。合金可如腐蝕保護性護面而熔焊於接觸引擎內燃槽的環境之表面。此外，高溫硬度非常高，使得依照本發明之合金非常適合作為閥座區域用之熔焊硬面合金。

在以上之說明，依照本發明之合金之成份均以重量%而敘述。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝

訂

四、中文發明摘要(發明之名稱：一種缸體構件及鎳基護面合金)

在內燃引擎，如閥、座部份、活塞或缸體內襯之缸體構件，具有抗熔焊高溫腐蝕護面合金。熔焊合金之硬度已藉基於固態相變換之沈澱硬化機構而增加，其中沈澱硬化機構之活化溫度高於合金之操作溫度。沈澱硬化機構作用緩慢到合金在熔焊於缸體時實質上不硬化，但是僅在高於硬化機構活化溫度之溫度之以後加熱處理時硬化。以重量百分比表示而且除了常發生之雜質，鎳基護面合金包含40至51%之Cr、0至0.1%之C、小於1.0%之Si、0至5.0%之Mn、小於1.0%之Mo、0.05至小於0.5%之B、0至1.0%之Al、0至1.5%之Ti、0至0.2%之Zr、0.5至3.0%之Nb、最大5.0%之Co與Fe凝聚體含量、最大0.2%之O、最大0.3%之N、及其餘為Ni。

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄)

裝

訂

線

四、英文發明摘要 (發明之名稱: A cylinder member and nickel-based facing alloys)

In an internal combustion engine, a cylinder member, such as a valve, a seat portion, a piston or a cylinder liner, is provided with a welded high-temperature corrosion-resistant facing alloy. The hardness of the welded alloy has been increased by means of a precipitation hardening mechanism based on a solid-state phase transformation, where the temperature for activation of the precipitation hardening mechanism is above the operating temperature of the alloy. The precipitation hardening mechanism acts so slowly that the alloy substantially does not harden at the welding on to the cylinder member, but only hardens during a subsequent heat treatment at a temperature higher than the activation temperature for the precipitation hardening mechanism. Expressed in percentage by weight and apart from commonly occurring impurities, the nickel-based facing alloy comprises from 40 to 51% Cr, from 0 to 0.1% C, less than 1.0% Si, from 0 to 5.0% Mn, less than 1.0% Mo, from 0.05 to less than 0.5% B, from 0 to 1.0% Al, from 0 to 1.5% Ti, from 0 to 0.2% Zr, from 0.5 to 3.0% Nb, an aggregate content of Co and Fe of maximum 5.0%, maximum 0.2% O, maximum 0.3% N and the balance Ni.

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄)

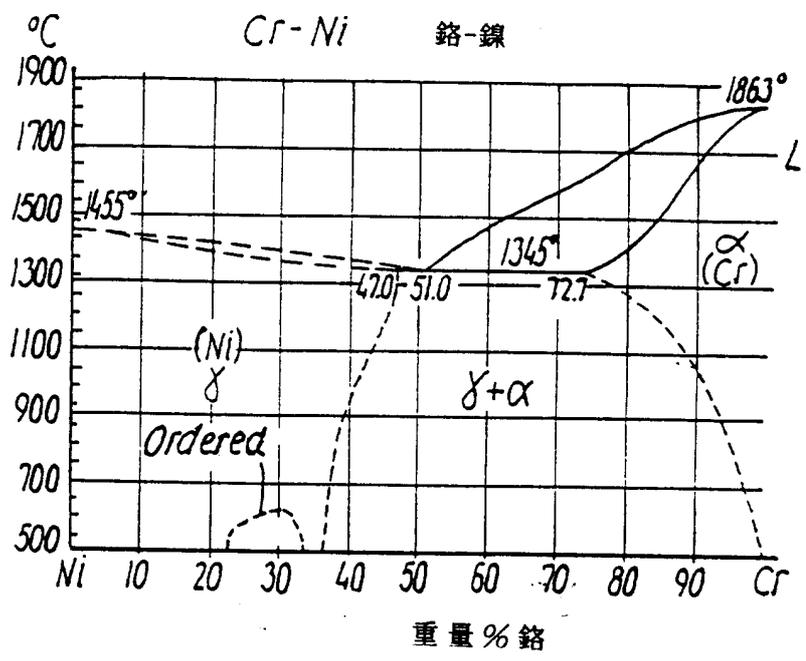
裝

訂

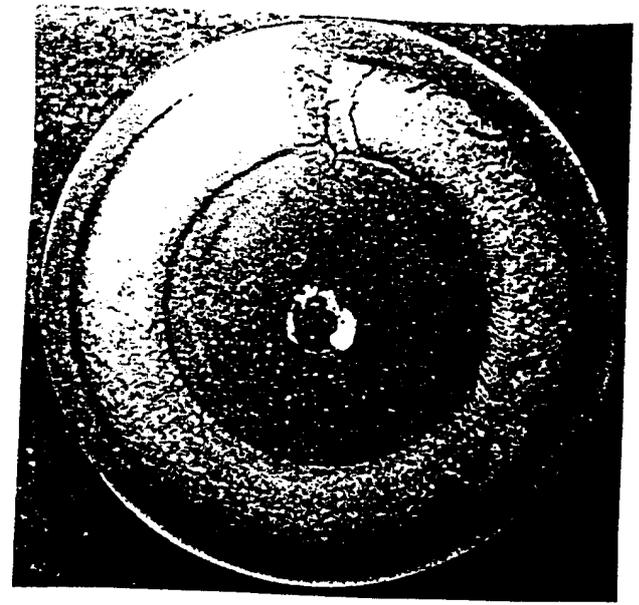
線

305011

84112426

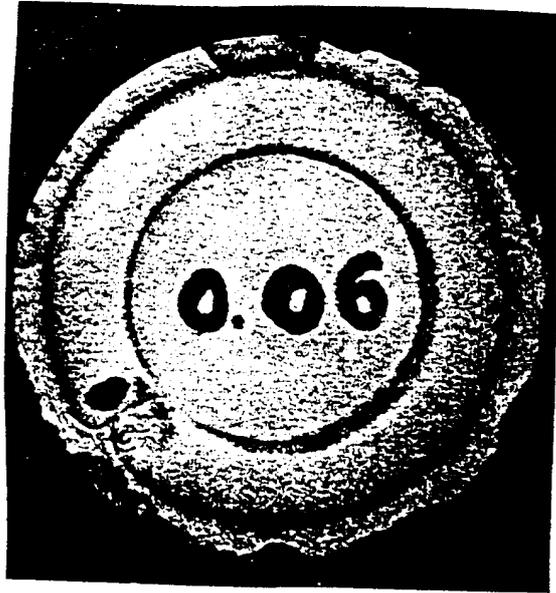


第 1 圖



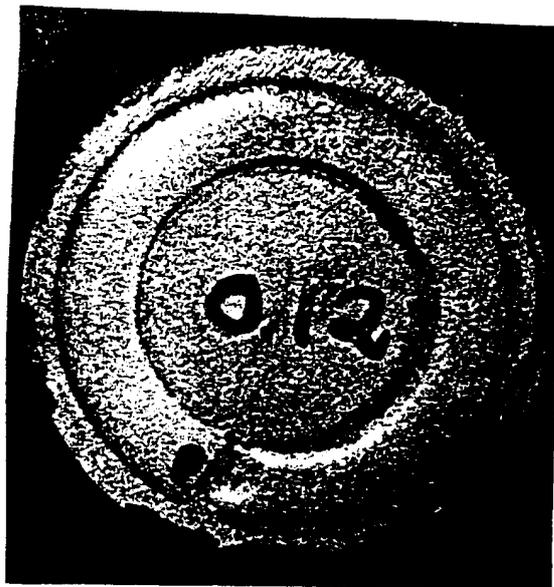
48% Cr / 其餘為 Ni

第 2 圖



48% Cr / 其餘為 Ni + 0.06% B

第 3 圖



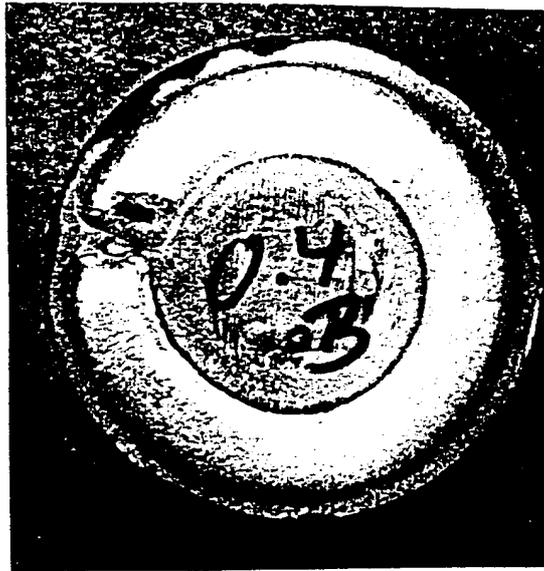
48% Cr / 其餘為 Ni + 0.12% B

第 4 圖



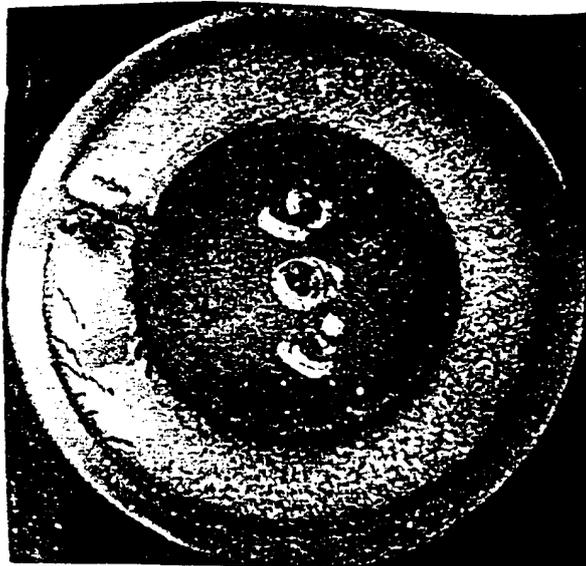
48% Cr / 其餘為 Ni + 0.23% B

第 5 圖



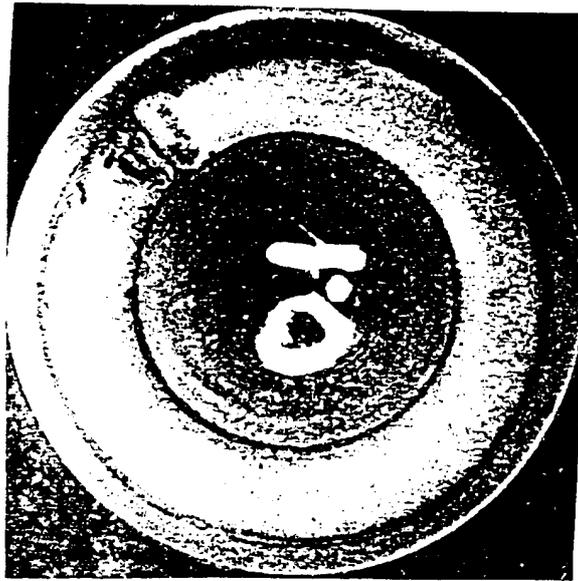
48% Cr / 其餘為 Ni + 0.4% B

第 6 圖



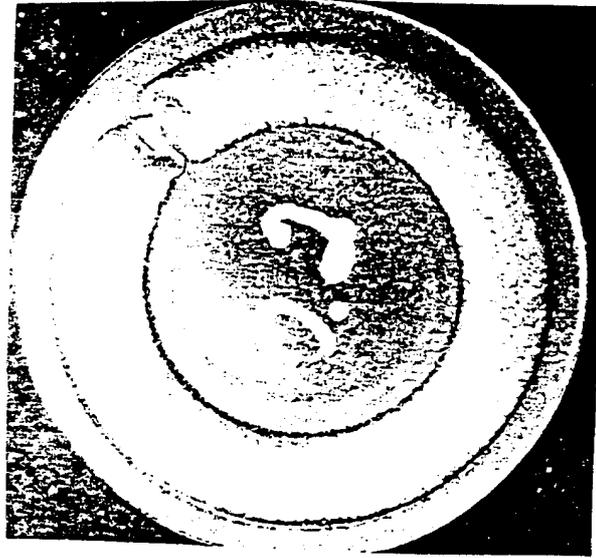
48% Cr / 其餘為 Ni+0.06% B, 0.09% Si.

第 7 圖



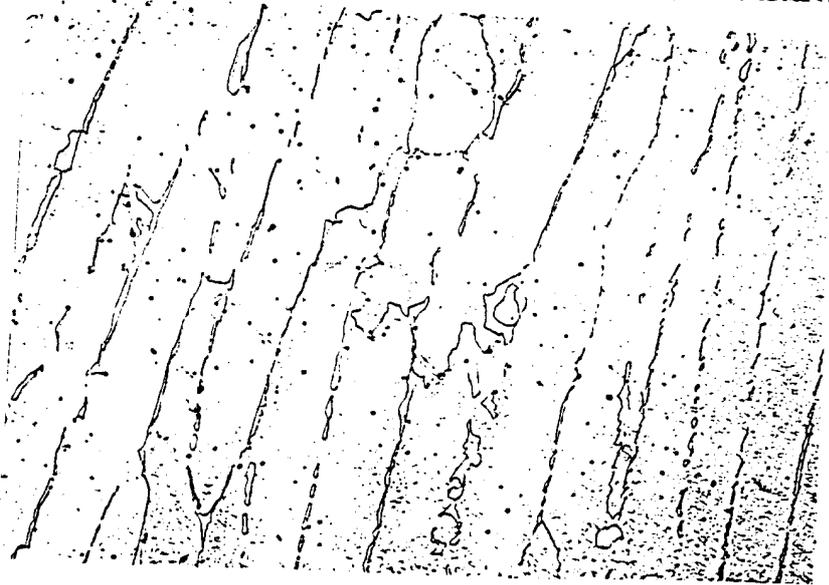
48% Cr / 其餘為 Ni+0.11% B, 0.17% Si.

第 8 圖



48% Cr / 其餘為 Ni+0.21% B, 0.33% Si.

第 9 圖



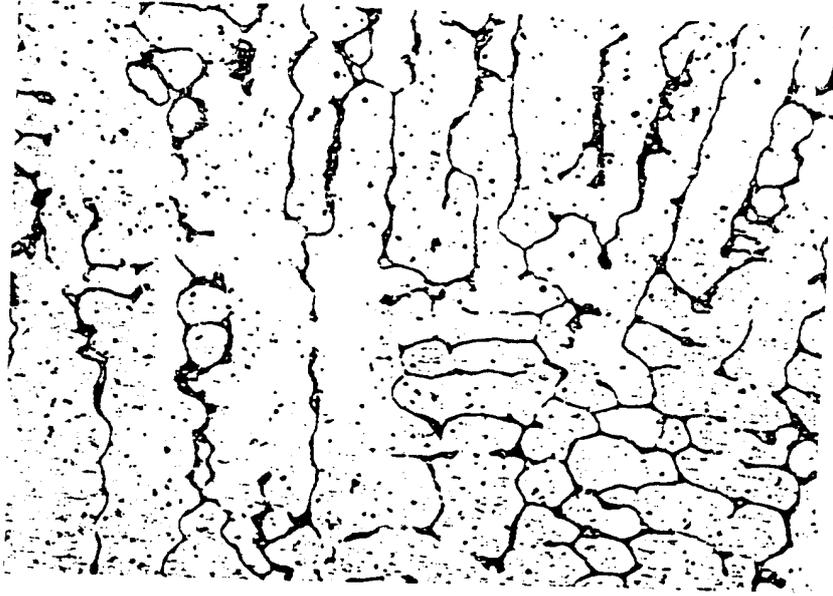
48%Cr/其餘為Ni

第10圖



48%Cr/其餘為Ni+0.06%B.

第11圖



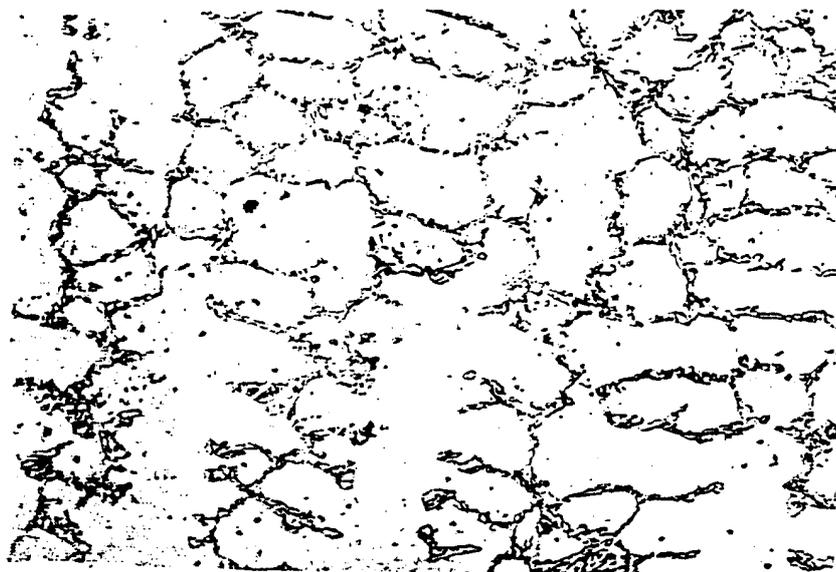
48%Cr/其餘為Ni+0.12%B.

第12圖



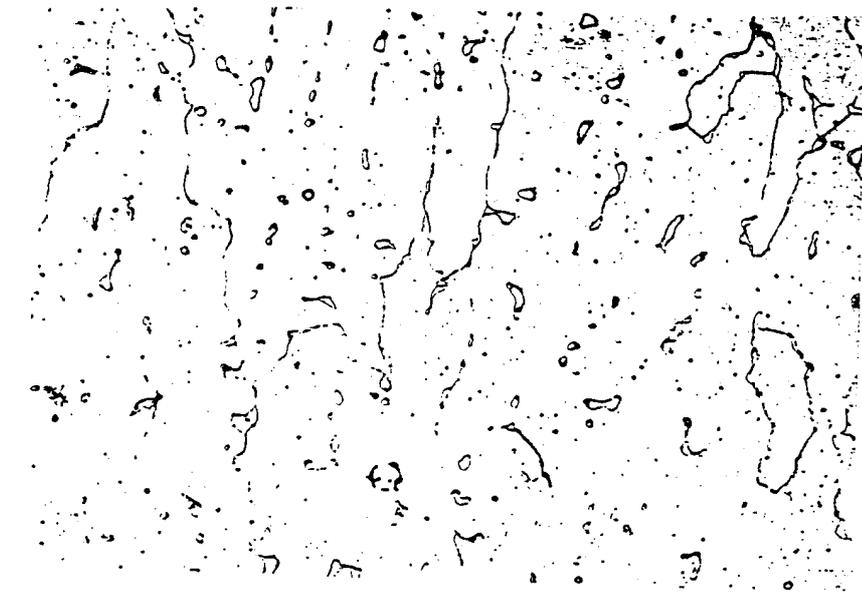
48% Cr / 其餘為 Ni + 0.23% B.

第13圖



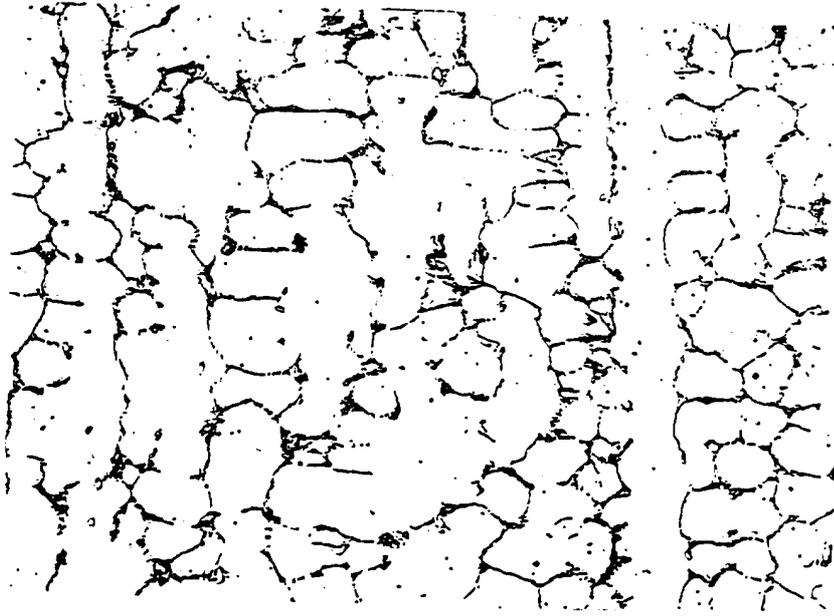
48% Cr / 其餘為 Ni + 0.4% B.

第14圖



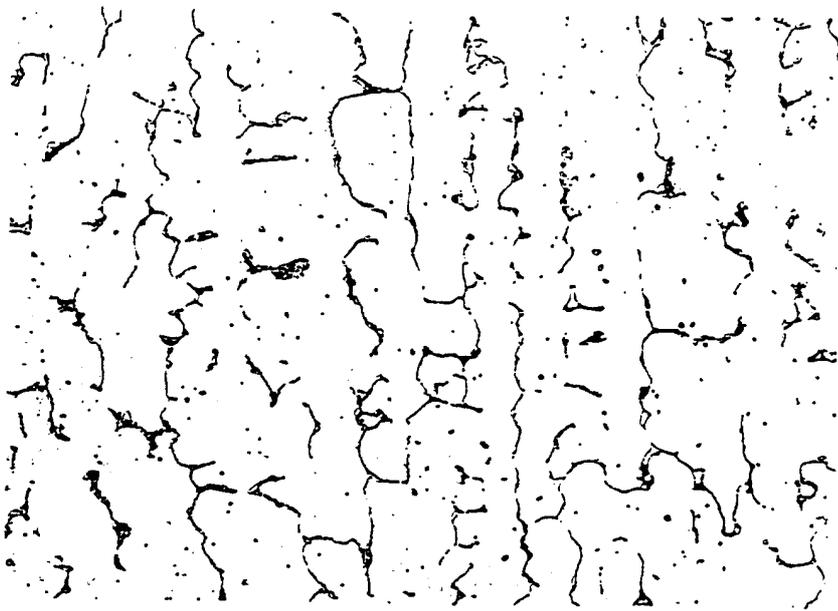
48% Cr / 其餘為 Ni + 0.06% B, 0.09% Si.

第15圖



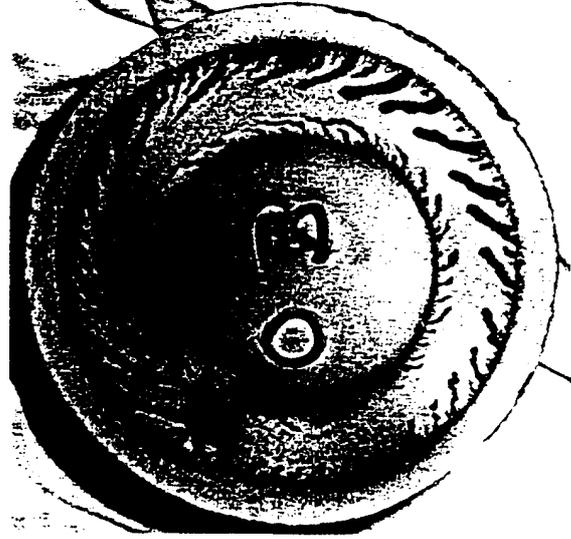
48%Cr/其餘為Ni+0.21%B,0.33%Si.

第17圖



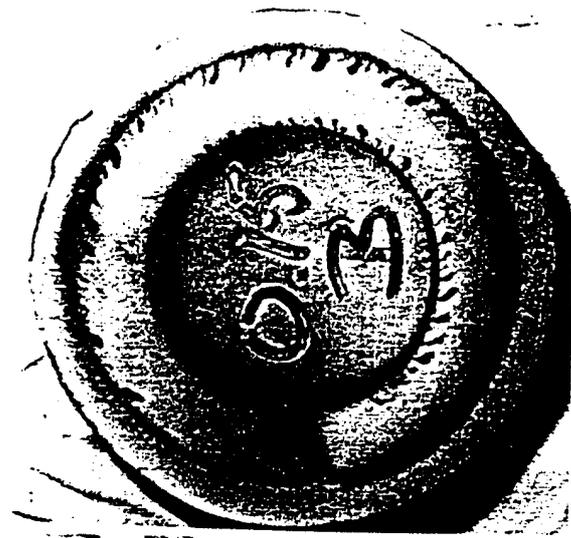
48%Cr/其餘為Ni+0.11%B,0.17%Si.

第16圖



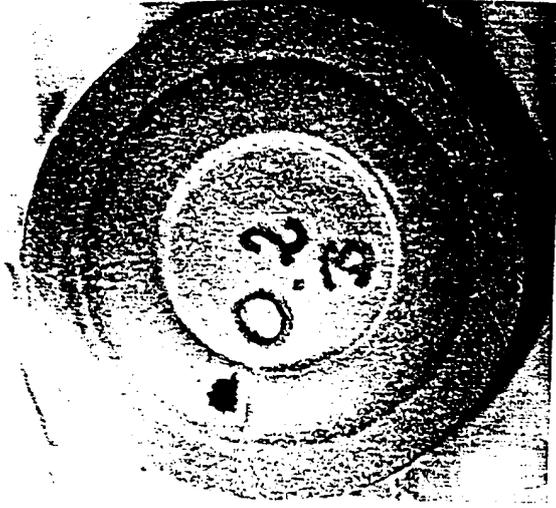
43% Cr / 其餘為 Ni

第18圖



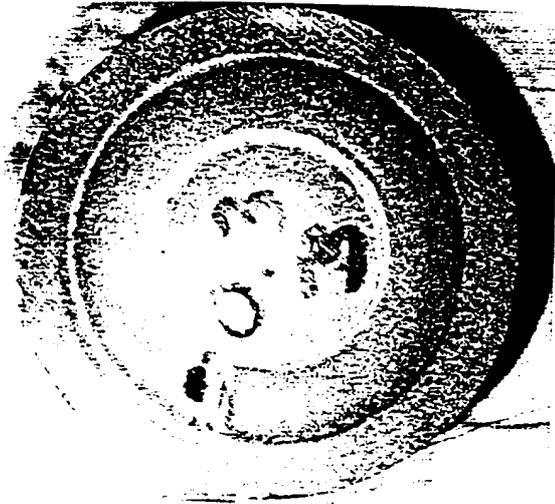
43% Cr / 其餘為 Ni + 0.15% B.

第19圖



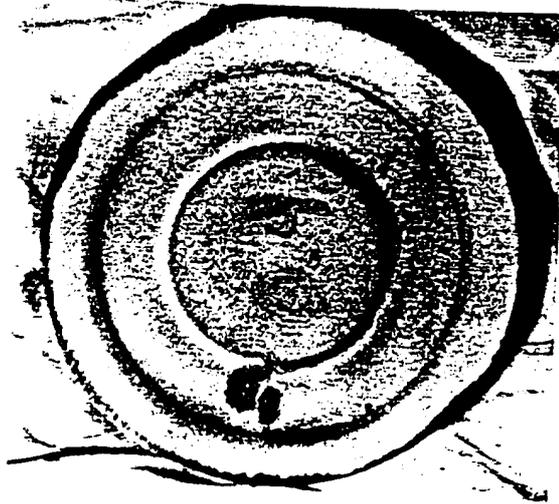
43% Cr / 其餘為 Ni + 0.2% B.

第20圖



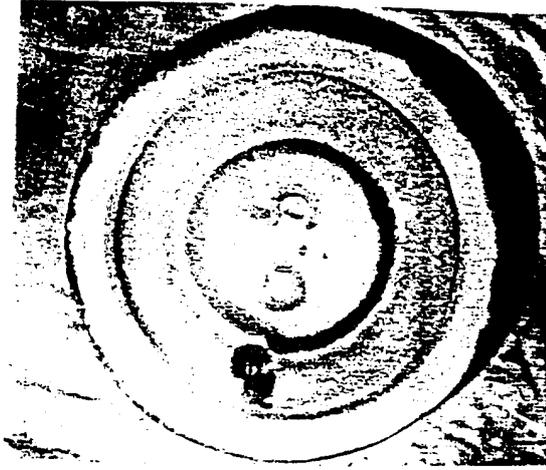
43% Cr / 其餘為 Ni + 0.3% B.

第21圖



43% Cr / 其餘為 Ni + 0.4% B.

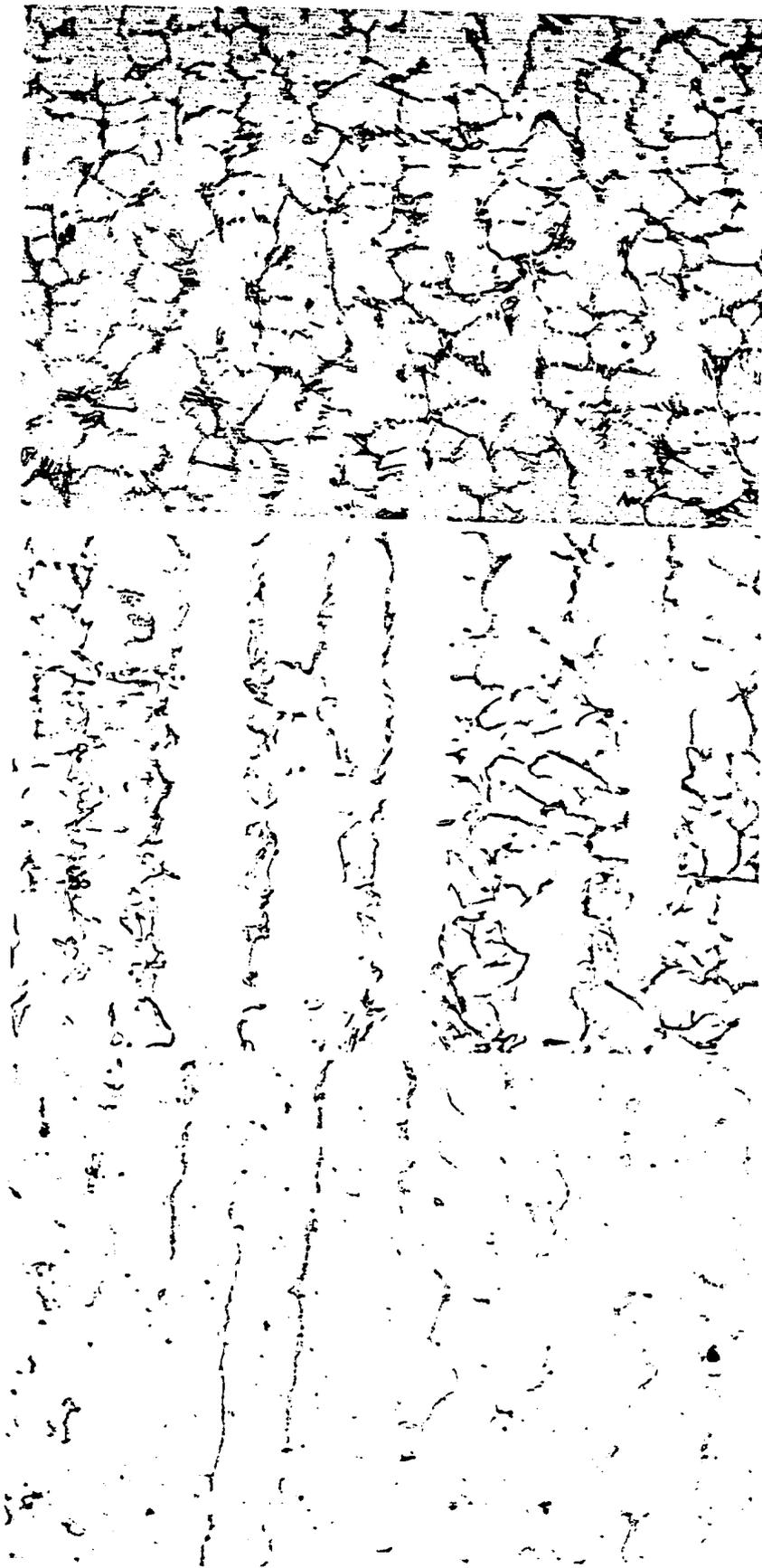
第22圖



43% Cr / 其餘為 Ni + 0.5% B.

第23圖

305011



43% Cr / 其餘為 Ni

第24圖

43% Cr / 其餘為 Ni + 0.15% B.

第25圖

43% Cr / 其餘為 Ni + 0.2% B.

第26圖

305011



第30圖

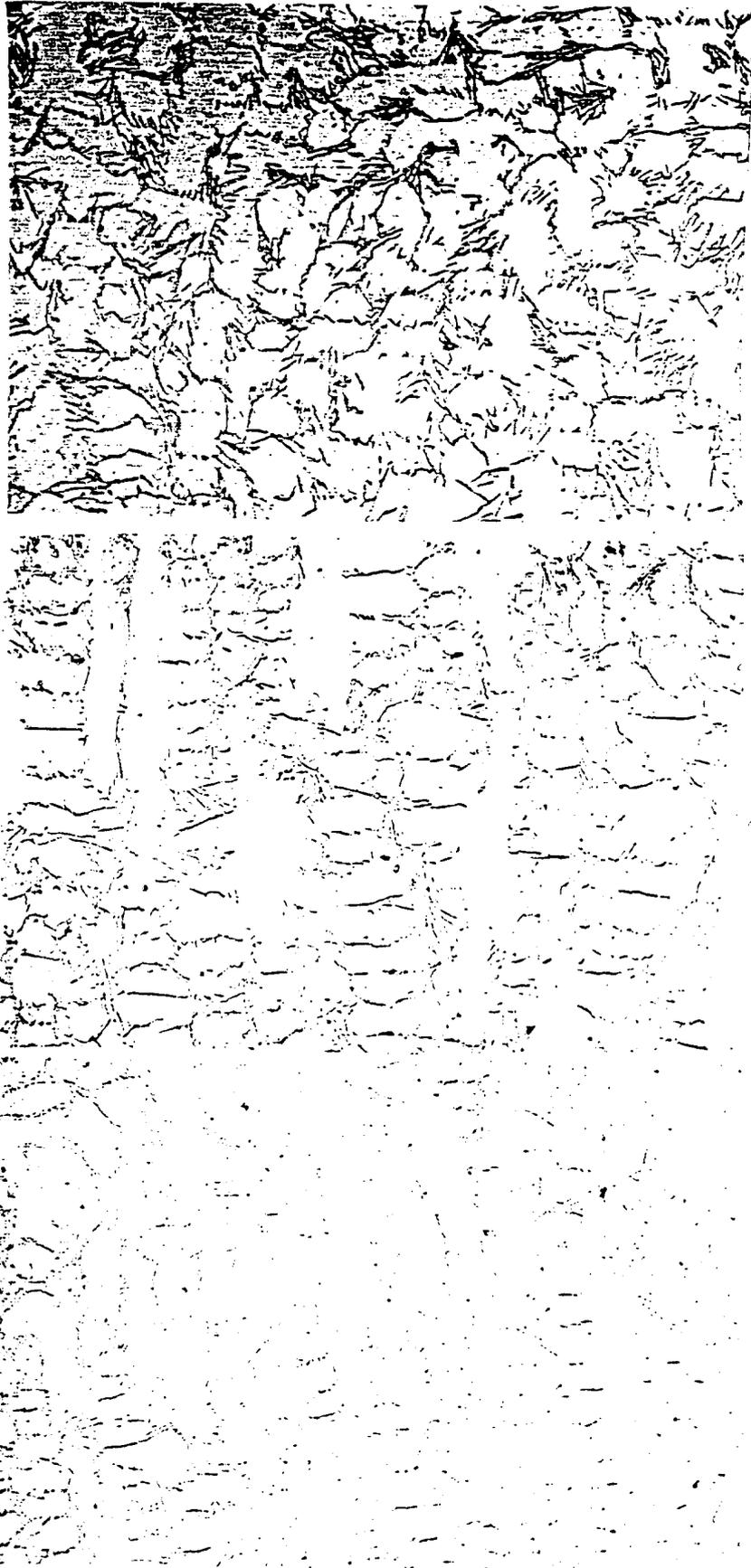


第31圖



第32圖

305011



43%Cr/其餘為Ni+0.3%B.

43%Cr/其餘為Ni+0.4%B.

43%Cr/其餘為Ni+0.5%B.

第27圖

第28圖

第29圖

六、申請專利範圍

修正
85年1月30日
補充

1. 一種缸體構件，如在內燃引擎之閥、座部份、活塞或缸體內襯，特別是大型二衝程十字頭引擎，此構件具有抗熔焊高溫腐蝕護面合金，其特徵為熔焊合金之硬度藉由基於固態相變換之沈澱硬化機構而增加，其中活化沈澱硬化機構之溫度高於合金之操作溫度，及沈澱硬化機構作用緩慢到合金在熔焊於缸體時實質上不硬化，但是僅在高於沈澱硬化機構活化溫度之溫度之以後加熱處理時硬化。
2. 如申請專利範圍第 1 項之缸體構件，其特徵為護面合金主要在奧氏相 (γ) 熔焊時固化，其部份在高於沈澱硬化機構用之活化溫度的溫度變換成紅鋁鐵相 (α)。
3. 如申請專利範圍第 1 或 2 項之缸體構件，其特徵為合金之沈澱硬化用之活化溫度在 550 至 1100 $^{\circ}$ C 間為適當的，較佳為 700 至 850 $^{\circ}$ C，而且沈澱硬化機構之活化需要該活化溫度超過大於 40 秒，大於 20 分鐘為適當的。
4. 如申請專利範圍第 1 或 2 項 ~~中任一項~~ 之缸體構件，其特徵為以重量百分比表示而且除了常發生之雜質，缸體構件之護面合金包含 40 至 51% 之 Cr、0 至 0.1% 之 C、小於 1.0% Si、0 至 5.0% Mn、小於 1.0% Mo、0.05 至小於 0.5% B、0 至 1.0% Al、0 至 1.5% Ti、0 至 0.2% Zr、0.5 至 3.0% Nb、最大 5.0% 之 Co 與 Fe 凝聚體含量、最大 0.2% O、最大 0.3% N、及其餘為 Ni。
5. 一種鑲基護面合金，其特徵為以重量百分比表示而且除了常發生之雜質，其包含 40 至 51% Cr、0 至 0.1% C

(請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁)

裝
訂
線

經濟部中央標準局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍

- 、小於1.0% Si、0至5.0% Mn、小於1.0% Mo、0.05至小於0.5% B、0至1.0% Al、0至1.5% Ti、0至0.2% Zr、0.5至3.0% Nb、最大5.0%之Co與Fe凝聚體含量、最大0.2% O、最大0.3% N、及其餘為Ni。
6. 如申請專利範圍第5項之護面合金，其特徵為Al之含量最大為0.1%，而且Ti之含量最大為0.1%。
 7. 如申請專利範圍第5或6項之護面合金，其特徵為該合金含有45至50% Cr。
 8. 如申請專利範圍第5或6項 ~~中任一項~~之護面合金，其特徵為該合金含有0.15至0.40% B，較佳為最大0.25% B。
 9. 如申請專利範圍第5或6項 ~~中任一項~~之護面合金，其特徵為該合金含有最大0.03% Si，及較佳為最大0.5% Mn。
 10. 如申請專利範圍第5或6項 ~~中任一項~~之護面合金，其特徵為該合金含有最大0.5% Mo。
 11. 如申請專利範圍第5或6項 ~~中任一項~~之護面合金，其特徵為該合金含有1.0至2.0% Nb，及較佳為最大0.02% Zr。
 12. 如申請專利範圍第5或6項 ~~中任一項~~之護面合金，其特徵為該合金之Co與Fe之凝聚體含量為最大1.0%，而且該合金適當地含有最大0.02% O與0.02% N。
 13. 如申請專利範圍第5或6項之護面合金，其特徵為其用以在大型二衝程內燃引擎熔焊於缸體構件，如排氣閥，特別是在船或固定電力產生引擎之推進引擎。