

國立中央大學

機械工程研究所在職專班

碩士論文

沖壓零件用 S50C 碳鋼具最佳機械性質
之沃斯回火熱處理條件

指導教授：林志光博士

研究生：陳善仕

中華民國九十五年六月



國立中央大學圖書館 碩博士論文電子檔授權書

(93 年 5 月最新修正版)

本授權書所授權之論文全文電子檔，為本人於國立中央大學，撰寫之碩/博士學位論文。(以下請擇一勾選)

- ()同意 (立即開放)
()同意 (一年後開放)，原因是：_____。
()同意 (二年後開放)，原因是：_____。
()不同意，原因是：_____。

以非專屬、無償授權國立中央大學圖書館與國家圖書館，基於推動讀者間「資源共享、互惠合作」之理念，於回饋社會與學術研究之目的，得不限地域、時間與次數，以紙本、微縮、光碟及其它各種方法將上列論文收錄、重製、公開陳列、與發行，或再授權他人以各種方法重製與利用，並得將數位化之上列論文與論文電子檔以上載網路方式，提供讀者基於個人非營利性質之線上檢索、閱覽、下載或列印。

研究生簽名： 陳善仕

論文名稱：沖壓零件用 S50C 碳鋼具最佳機械性質之沃斯回火熱處理條件

指導教授姓名：林志光 博士

系所：機械工程學系 碩士在職專班 研究所 博士 碩士班

學號：92333004

日期：民國95年6月26日

備註：

1. 本授權書請填寫並親筆簽名後，裝訂於各紙本論文封面後之次頁（全文電子檔內之授權書簽名，可用電腦打字代替）。
2. 請加印一份單張之授權書，填寫並親筆簽名後，於辦理離校時交圖書館（以統一代轉寄給國家圖書館）。
3. 讀者基於個人非營利性質之線上檢索、閱覽、下載或列印上列論文，應依著作權法相關規定辦理。

摘要

本研究主要探討 S50C 鋼材經不同沃斯回火熱處理條件處理後的機械性質變化。本研究藉由系統化實驗的執行，探討不同沃斯田鐵化或雙相退火溫度（900、745°C）、時間（5、15、30、60 分鐘）、不同回火溫度（300、325、350、375、400°C）、時間（15、30、60、120、180 分鐘）下 S50C 鋼材拉伸強度、硬度、延伸率等機械性質的變化，以期在最簡易的熱處理方法下得到所需的機械性能，符合大量生產及低成本的工業界要求。

實驗結果顯示，S50C 經 900°C 沃斯田鐵化再恆溫回火之後，可得下變韌鐵組織或麻田散鐵與下變韌鐵的混合組織，其拉伸強度隨回火溫度的上升而降低。S50C 經 745°C 雙相退火再恆溫回火之後，可得初析肥粒鐵、下變韌鐵與球狀波來鐵的混合組織，其拉伸強度與硬度會隨回火溫度的上升而增加，延伸率則隨之降低，此趨勢則與傳統沃斯回火熱處理相反，其主要原因是 S50C 經 745°C 雙相退火再經恆溫回火之後，其機械性質主要是由殘留波來鐵的再結晶數量所主導，而且其主導強硬度變化的殘留波來鐵含量會隨著雙相退火時間的增加而減少，因此拉伸強度隨回火溫度上升而增加的程度，亦會隨雙相退火時間的增加而降低。在回火時間對微結構的影響方面，不論是在沃斯回火恆溫處理或雙相退火恆溫處理，在固定的回火溫度下 S50C 經過 30 分鐘的恆溫持時後即可完成主要的相變態，更長的回火時間不會對微結構產生明顯的改變，對機械性質的影響也不大。因此在成本考量之下，實際應用只需要進行 30 分鐘的恆溫回火持時就已足夠。

S50C 藉由不同沃斯回火熱處理條件的組合，可以得到相當廣泛的機械性質，抗拉強度範圍為 596~1930 MPa，硬度範圍為 HR30N 36~72，延伸率範圍為 4.6~28.7%，將可適用於不同用途之機械零組件。

Abstract

The purpose of this research is to study the mechanical properties of S50C steel under various austempering treatments. Through systematic experiments, the variation of mechanical properties (tensile strength, hardness, and elongation) with the temperature (900 and 745°C) and time (5, 15, 30, and 60 min) in austenitizing or intercritical annealing and temperature (300, 325, 350, 375, and 400°C) and time (15, 30, 60, 120, and 180 min) in isothermal tempering was characterized. In this way, it is hoped that a simple low-cost heat-treatment technique suitable for mass production could be developed to meet the various needs of mechanical properties of S50C steel in industry.

Results showed that the S50C could have a microstructure of bainite or mixed martensite and lower bainite after going through the given austempering treatments and that the tensile strength was reduced when the tempering temperature was increased. On the other hand, S50C can have a microstructure of mixed proeutectoid ferrite, bainite and globular pearlite after going through the given intercritical annealing plus isothermal tempering treatments and that the tensile strength and hardness were increased with tempering temperature. This trend is opposite to that in conventional austempering treatment and the main reason is that the S50C mechanical properties are controlled by the extent of recrystallization of the residual pearlite after going through the intercritical annealing and isothermal tempering. The content of residual pearlite was reduced when the time of intercritical annealing is increased. Accordingly, the degree of increase in tensile strength with tempering temperature would be reduced with an increase in intercritical annealing time. The effects of tempering

time on the microstructure became saturated after 30 min in both austempering treatment and intercritical annealing plus isothermal tempering treatment. This means that for a given tempering temperature the transformation of microstructure was almost completed within 30 min. In this regard, increasing tempering time longer than 30 min will not change the microstructure and mechanical properties. Under consideration of cost, it is therefore suggested to let the isothermal tempering process last just for 30 min in practical use.

By the combination of different austempering conditions, S50C steel can have a variety of mechanical properties with the tensile strength ranging from 596 to 1930 MPa, the hardness ranging from HR30N 36 to 72, and the elongation ranging from 4.6 to 28.7%. This wide range of mechanical properties could make S50C steel suitable for use in various mechanical components.

誌 謝

研究所三年期間，非常感謝恩師林志光博士的諄諄教誨與悉心指導，使我順利地完成本文，並於治學態度、邏輯思考上與做人處事方面收穫豐碩，獲益匪淺，在此謹致上最高的謝忱與敬意。另感謝口試委員李勝隆博士及施登士博士，在口試期間對本文的指正及寶貴意見，使本文內容更臻完善，特申致謝。

此外，要感謝學長貴彰、軒宇、俊鳴、義清及秀桃在各方面不吝所學，給予指導；學弟柏慶、宗廷、顯煒、東賢及盟智的扶持與協助，感謝學弟安信、佳樺及忠霖的支持；另外要感謝隆樺精密工業股份有限公司全體同仁的支持及德祥熱處理許廠長的協助，使我能將本文完成。

最後感謝我最敬愛的老婆及家人，在我這段研究期間不斷地給予鼓勵、支持，使我無後故之憂的完成研究及論文。在此謹以此篇論文獻給所有我最敬愛的師長、同學、同仁與家人。並再次謹向所有關心我的人，致上最高的感謝。

目錄

	頁數
表目錄.....	VII
圖目錄.....	VIII
第一章 簡介.....	1
1-1 S50C 鋼材使用狀況與化學成分.....	1
1-2 S50C 碳鋼熱處理與微結構.....	2
1-3 S50C 之沃斯回火熱處理.....	8
1-4 S50C 之改良式沃斯回火熱處理.....	9
1-5 研究目的.....	11
第二章 實驗步驟.....	12
2-1 材料成份與母材.....	12
2-2 試片製作與取樣.....	12
2-3 S50C 之傳統沃斯回火熱處理.....	12
2-4 S50C 之改良式沃斯回火熱處理.....	13
2-5 硬度試驗.....	13
2-6 拉伸試驗.....	13
2-7 微結構觀察.....	14
第三章 結果與討論.....	15
3-1 傳統沃斯回火熱處理對 S50C 機械性質及微結構之影響.....	15
3-1-1 回火時間對機械性質的影響.....	16
3-1-2 回火溫度對機械性質的影響.....	17

3-2 改良式沃斯回火熱處理對 S50C 機械性質及微結構的影響.....	18
3-2-1 雙相退火時間對機械性質的影響.....	21
3-2-2 恆溫回火條件對機械性質的影響.....	21
第四章 結論.....	24
參考文獻.....	25
表.....	27
圖.....	38

表 目 錄

	頁數
表 1 碳及氮在 α 鐵及 γ 鐵中的固溶度[2].....	27
表 2 元素在 α 鐵及 γ 鐵中的擴散參數值[2].....	28
表 3 S50C 之化學成份及 JIS 標準 (wt %)	29
表 4 S50C 之沃斯回火熱處理條件	30
表 5 S50C 改良式沃斯回火熱處理條件.....	31
表 6 S50C 經傳統沃斯回火熱處理後之機械性質	32
表 7 S50C 經改良式沃斯回火熱處理後之機械性質 (雙相退火 5 分鐘).....	33
表 8 S50C 經改良式沃斯回火熱處理後之機械性質 (雙相退火 15 分鐘).....	34
表 9 S50C 經改良式沃斯回火熱處理後之機械性質 (雙相退火 30 分鐘).....	35
表 10 機械構造用碳鋼之機械性質[3].....	36
表 11 熱處理低合金鋼之成份及機械性質[3].....	37

圖目錄

	頁數
圖 1 (a)體心立方結構; (b)面心立方結構; (c)體心立方結構內之四面體空隙; (d) (e)體心立方結構內之八面體空隙; (f)面心立方結構內之八面體空隙[2]。.....	38
圖 2 Fe-C 系平衡狀態圖[4]。.....	39
圖 3 固溶體的兩種基本型式[3]。.....	39
圖 4 α 鐵中碳擴散係數(D_C)及氮擴散係數(D_N)對溫度的關係圖, T 是絕對溫度[2]。.....	40
圖 5 共析鋼之時間-溫度-相變態(TTT)圖[4]。.....	40
圖 6 淬火和回火的作業方法[4]。.....	41
圖 7 沃斯回火熱處理: (a) 恆溫回火; (b) 麻回火[4]。.....	41
圖 8 下變韌鐵組織[4]。.....	42
圖 9 上變韌鐵的三個形態[4]。.....	42
圖 10 上變韌鐵與下變韌鐵的臨界溫度與含碳量的關係圖[4]。.....	43
圖 11 含碳量 0.50 wt% 的恆溫變態圖(TTT 圖)[4]。.....	43
圖 12 S50C 平板拉伸試片尺寸圖 (試片厚度為 1.6 mm)。.....	44
圖 13 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後, 在不同恆溫回火條件下之 500 倍光學顯微組織: (a) 300°C、30 分鐘; (b) 300°C、120 分鐘; (c) 325°C、30 分鐘; (d) 325°C、120 分鐘; (e) 350°C、30 分鐘; (f) 350°C、120 分鐘; (g) 375°C、30 分鐘; (h) 375°C、120 分鐘; (i) 400°C、30 分鐘; (j) 400°C、120 分鐘。.....	45
圖 14 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後, 在不同恆溫回火條件下之 200 倍光學顯微組織: (a) 300°C、30 分鐘; (b) 300°C、120 分鐘; (c) 325°C、30 分鐘; (d) 325°C、120 分鐘; (e) 350°C、30 分鐘; (f) 350°C、120 分鐘; (g) 375°C、30 分鐘; (h) 375°C、120 分鐘; (i) 400°C、30 分鐘; (j) 400°C、120 分鐘。.....	50

圖 15	S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下拉伸強度與降伏強度。	55
圖 16	S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下之洛氏 30N 表面硬度。	56
圖 17	S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下之 50 mm 延伸率。	57
圖 18	S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 325°C、30 分鐘及 (b) 325°C、180 分鐘恆溫回火處理後之 2500 倍 SEM 微結構圖。	58
圖 19	S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 325°C、30 分鐘及 (b) 350°C、30 分鐘恆溫回火處理後之 2500 倍 SEM 微結構圖。	59
圖 20	S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 350°C、180 分鐘、(b) 375°C、180 分鐘及 (c) 400°C、180 分鐘恆溫回火處理後之 1000 倍光學顯微組織結構圖。	60
圖 21	S50C 厚度 1.6 mm 原始鋼板之 (a) 500 倍與 (b) 2000 倍光學顯微鏡微結構圖。	62
圖 22	S50C 在 745°C 經 (a) 5 分鐘、(b) 15 分鐘及 (c) 30 分鐘雙相退火後水淬之 500 倍光學顯微鏡組織結構圖。	63
圖 23	S50C 在 745°C 經 (a) 5 分鐘、(b) 15 分鐘及 (c) 30 分鐘雙相退火後水淬之 500 倍光學顯微鏡組織結構圖。	65
圖 24	S50C 經 745°C、5 分鐘雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之 3000 倍 SEM 微結構圖: (a) 300°C、30 分鐘; (b) 325°C、30 分鐘; (c) 350°C、30 分鐘; (d) 375°C、30 分鐘; (e) 400°C、30 分鐘。	67
圖 25	S50C 經 745°C、15 分鐘雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之 3000 倍 SEM 微結構圖: (a) 300°C、30 分鐘; (b) 325°C、30 分鐘; (c) 350°C、30 分鐘。	70
圖 26	S50C 經 745°C、30 分鐘雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之 3000 倍 SEM 微結構圖: (a) 300°C、30 分鐘; (b) 325°C、30 分鐘; (c) 350°C、30 分鐘; (d) 375°C、30 分鐘; (e) 400°C、	

30 分鐘。	72
圖 27 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件 下之抗拉強度。	75
圖 28 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件 下之降伏強度。	76
圖 29 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件 下之洛氏表面硬度。	77
圖 30 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件 下之 50 mm 延伸率。	78

第一章 簡介

1-1 S50C 鋼材使用狀況與化學成分

鋼鐵是最廣為人們使用的金屬材料，在一般工業使用上的佔有率約為所有合金的 80%，因此對於鋼鐵研究的重要性可想而知。以鐵為主要成份的合金我們稱為鐵合金，鐵合金至今仍是被使用最多的材料，其主要原因是由於地殼內蘊藏豐富，相對經濟的提煉、精煉及製造，及擁有廣大範圍的機械和物理性質，而其主要缺點是對腐蝕的敏感性及較大的重量比。鐵合金以含碳量 2.0 wt% 為分界，可分為鋼材與鑄鐵，在含碳量 0.05 ~ 2.0 wt% 的鐵系合金稱為鋼材；在所有的鋼材中，最大產量係低碳鋼這一類，它們含少於 0.25 wt% 的碳，因而無法形成麻田散鐵(martensite)，故強化只能靠冷加工來完成，其顯微結構包括肥粒鐵(ferrite)和波來鐵(pearlite)組成物，這類合金相對柔軟但具有極佳的延展性和韌性，它們可機械加工、可焊接且是所有鋼鐵中最便宜的。它們具有 415 到 550 MPa 之間的抗拉強度，以及 25% 延伸率的延展性，然而在要求抗拉強度超過 550 MPa 時，除靠冷加工來完成外可用含碳量超過 0.25 wt% 的碳鋼經熱處理後來得到。在含碳量介於 0.25 ~ 0.60 wt% 之間的鋼稱為中碳鋼，此種合金可藉著沃斯田鐵化(austenitizing)，經淬火然後回火或恆溫回火等熱處理方式來獲得較高的機械強度[1,2]。

S50C 是屬於 JIS 或 CNS 的規格代號，等於 SAE 的 SAE1050，S50C 屬於中碳鋼的一種，其合金成份為 Fe - 0.50 wt% C - 0.25 wt% Si - 0.70 wt% Mn - 0.018 wt% P - 0.005 wt% S。就其合金元素的影響而言，碳 (C) 是鋼中最重要的元素，它可以形成雪明碳鐵(cementite)、波來鐵、變韌鐵(bainite)、麻田散鐵或碳化物，假如鋼料的微結構相近，則其強度、硬度會隨碳含量增加而提高，而韌性及延展性會相對降低，另外碳也可以增加鋼料的硬化能。錳 (Mn) 在 S50C 的主要功

能是大量增進鋼材的硬化能，且可略為提高肥粒鐵的強度，在鍊鋼過程中錳是一種除氧劑，且錳有利於鋼之熱加工，可避免熱裂，錳可與硫形成硫化錳，有利於鋼料的切削性及降低硫脆化的危害。矽 (Si) 在 S50C 的功能是作為煉鋼的主要氧化劑，通常用含 0.15 ~ 0.30 wt% 的矽來除氧。磷 (P) 在 S50C 中屬雜質元素，依照 JIS 規定必須控制在 0.030 wt% 以下，因磷會嚴重降低鋼的延展性及韌性。硫 (S) 在 S50C 中亦屬雜質元素，依照 JIS 規定必須控制在 0.035 wt% 以下，因硫會降低鋼的橫向強度及衝擊韌性，也會損壞鋼的表面品質及焊接性[3]。

隨著全球工業及人口劇增，地球上可用的能源則愈形短缺，以及環境保護意識的抬頭，因此可節省能源及對環境友善的工業技術，已成為現今工業界及學術界共同研發的目標。尤其在運輸工業，在維持現有的安全及車體強度下，車輛的輕量化是節省能源及減少一氧化碳排放的不可缺方法，使用 S50C 經熱處理所得的高強度鋼成本甚低，如果韌性可達到需求的話，就可在輕量化下扮演更重要的地位，於是在相同強度下尋求較高韌性的機械性質是這篇研究所尋求的目標。

S50C 經熱處理後硬度可達 HRC 20 ~ 53，通常使用在高強度結構零件、簧鋼系列產品、薄板彈簧、防鬆墊圈、防鬆螺帽及高強度汽機車零件等。然而在中高強度方面的使用因延展性及韌性較差或熱處理成本較高的因素而使用的較少。

1-2 S50C 碳鋼熱處理與微結構

S50C 在大氣中以兩種晶體結構形式存在，一為體心立方結構 (body - centred cubic, bcc) (圖 1(a) [2])，此為 α 鐵又稱之為肥粒鐵，其存在於常溫至 760°C 之間，760°C 即 S50C 的 A_3 點，如圖 2 [4] 所示。另一種晶體結構為面心立方結構 (face - centred cubic, fcc) (圖 1(b) [2])，此為 γ 鐵又稱為沃斯田鐵 (austenite)，其存在於 755°C 至 1440°C 之間，當 S50C 加溫超過 A_3 點時，S50C 的 α 鐵將會變態成 γ 鐵。在

體心立方結構中最大的空隙為四面體空隙，其存在於兩個邊原子與兩個中心原子所形成的四面體中間（圖 1(c) [2]），能放入的最大球體半徑為 0.37 埃（埃 = 0.1 nm），第二大的空隙為八面體空隙（圖 1(d) [2]），其存在於每個面中心位置及每個邊的中心位置，空隙四周的鐵原子可形成八面體的外形（圖 1(e) [2]），能放入的最大球體半徑為 0.19 埃，其單位晶胞的體積分率 $APF = \text{單位晶胞中原子體積} / \text{全部單位晶胞的體積} = 0.68$ 。另外面心立方結構中最大的空隙為八面體空隙，其位於晶胞中心位置及每個邊的中心位置（圖 1(f) [2]），能放入的最大球體半徑為 0.51 埃，其次的空隙為四面體空隙，其存在於兩個角原子與最近的兩個面中心原子間的中心位置，空隙四周的鐵原子可形成四面體的外形，能放入的最大球體半徑為 0.28 埃，其單位晶胞的體積分率 $APF = \text{單位晶胞中原子體積} / \text{全部單位晶胞的體積} = 0.74$ 。顯然面心立方結構會比體心立方結構堆積的較為緊密[1,2]。

金屬的固溶體有兩種不同的型式，第一種是置換型固溶體如圖 3(a)[3]，它是溶質原子在晶體中直接取代原由溶劑原子所佔據的位置，通常它們具有大小相近的原子。另一種是插入型固溶體，如圖 3(b)[3]，溶質原子（碳）並未取代溶劑原子（鐵）而是進入溶劑原子隙縫中。依據修門 - 羅素理（Hume - Rothery）等人的研究指出，只有當溶質原子直徑小於溶劑原子 0.59 倍時才会有插入型固溶體的情況出現，碳、氮、氧、氫及硼是最重要的插入型溶質原子[3]。

S50C 中鐵原子的直徑約為 1.28 埃，碳的原子尺寸相當小約為 0.71 埃，足以填入 α 鐵與 γ 鐵的間隙中，故碳屬於插入型固溶原子。當碳原子插入 α 鐵時，其佔據的位置並不是較大的四面體空隙反而是較小的八面體空隙，主要原因是八面體空隙對釋放應變能（strain energy）有幫助，當碳原子插入八面體空隙只要推動最鄰近的兩顆原子即可，比起四面體要推動四顆相鄰原子，顯然所需的硬變能較少。當碳原子插入 γ 鐵時，其佔據的位置則是較大的八面體空隙，主要原因仍是八面體空隙所釋放的應變能較少的緣故。在沃斯田鐵中八面體空隙的最大球體半徑為 0.51 埃，而肥粒鐵八面體空隙的最大球體半徑只有 0.19

埃，相對於半徑為0.71 埃的碳原子，沃斯田鐵會比肥粒鐵更容易固溶碳原子，因為在沃斯田鐵中的空隙可用空間較多，且碳原子固溶在沃斯田鐵內會比固溶在肥粒鐵內安定。也就是說沃斯田鐵對碳的固溶度會比肥粒鐵大得多，且碳原子在沃斯田鐵中的活化能（activation energy）會比在肥粒鐵中的活化能來得大[2]。從表1 [2] 可看出在沃斯田鐵於溫度1150°C 時碳的固容量為 2.04 wt%，在沃斯田鐵 723°C 時有 0.80 wt%；然而在肥粒鐵 723°C 時碳固容量卻只有 0.02 wt%，在同樣肥粒鐵的 20°C 時碳固容量更只有小於 0.00005 wt%。由於沃斯田鐵與肥粒鐵有著顯著的固溶度差異，使得 S50C 鋼材在熱處理時將受到深遠的影響，且這效應將是造成鋼材強化的主要原因。

從表1 [2] 可明顯看出另一個會影響碳固容量的因素是溫度的高低，在 α 鐵狀況下，從720°C 到 20°C 的碳固容量變化差了三個級數（0.02 wt% 到 < 0.00005 wt%）之多，其主要原因是碳在 α 鐵內的擴散速度有關；在插入型原子的偵測方面，目前常使用內耗技術[2]來決定 α 鐵內的擴散係數（表2 [2]）。溫度對擴散能力的關係將遵循下面的標準指數關係式：

$$D_c = 6.2 * 10^{-3} \exp(-Q/RT) \text{ cm}^2/\text{s} \quad (Q = 80 \text{ kJ / mol}) \text{ -----(1)}$$

上述的 D_c 是碳的擴散係數（diffusion coefficients）， Q 是活化能， T 是絕對溫度（K）， R 是氣體常數（ $R = 8.31 \text{ J/mol-K}$ ）依照上述公式將碳及氮的擴散係數對溫度的關係繪於圖 4 [2]，可顯示出碳的擴散係數是隨著溫度的增加而增加[2]。

我們從自由能的觀點來探討沃斯田鐵與肥粒鐵相變態的狀況，由於自由能 $F = H - TS$ ，故沃斯田鐵與肥粒鐵變態前後的自由能差即為相變態的驅動力，故可寫為：

$$\Delta F = \Delta H - T\Delta S \text{ ----- (2)}$$

其中 ΔF 為兩相的自由能差， ΔH 為兩相的焓差， T 為變態後的絕對溫度以K為單位， ΔS 為兩相的亂度差[2]。從熱力學固體中焓的論述， $\Delta h = \Delta u + v\Delta P$ ，因沃斯田鐵與肥粒鐵均為固體，對固體來說 $v\Delta P$ 並不重要，可以近似為不可壓縮的純物質，因此 Δh 可寫為 $\Delta h = \Delta u = C_{av} * \Delta T$ 。 Δs 可寫為 $\Delta s = C_{av} * \ln(T_{\gamma} / T_{\alpha})$ 。故沃斯田鐵相變態為肥粒鐵的驅動力，可寫為

$$\Delta f = \Delta h - T\Delta s = C_{av} * \Delta T - T_{\alpha} * C_{av} * \ln(T_{\gamma} / T_{\alpha}) \text{-----}(3)$$

其中 ΔT 一般稱為過冷度， C_{av} 為平均比熱。所以通常以過冷度的大小來代表固態相趨動力的大小[3,5]。

在鋼的冷卻過程中，可利用各種不同的物理量測來研究沃斯田鐵相變態行為，這些方法有測量膨脹儀、熱分析儀、電阻性分析儀....等。Davenport 及 Bain 首先導入恆溫相變態的觀念並藉由一系列不同溫度的恆溫反應，獲得每一種特殊鋼的時間-溫度-相變態曲線（TTT curve）[2]。其中最簡單的形式為共析鋼相變態曲線圖（圖 5 [4]）。此圖中之曲線鼻端處表示反應進行最快速的溫度，溫度高於它或低於它均表示反應較慢一些。該結果可由底下之論述得到解釋：對一共析鋼而言，若相變態溫度接近共析溫度時，則過冷度（ ΔT ）較小並使得相變態的驅動力較小，然而當過冷度增加時，驅動力也會跟著增加而使得相變態反應變快，直到曲線鼻端處的溫度時，相變態的反應速度達到最快。在低於此溫度時，相變態反應的驅動力繼續增加，然而反應的速率卻因為碳的擴散速率減少而降低，直到溫度降到 M_s 點時，另一種相變態方式將會產生[2]。

綜觀以上論述可得知，當 S50C 加熱到 A_3 溫度以上時會變態成沃斯田鐵，然後急速冷卻到共析溫度 723°C 以下及 M_s 溫度以上做恆溫回火時，沃斯田鐵將變態為肥粒鐵，同時將會有大量的碳會被析出而與鐵形成雪明碳鐵，此時雪明碳鐵與肥粒鐵將根據碳的擴散能力與相變態驅動力(過冷度 ΔT)的大小而組合成粗波來鐵、中波來鐵、細波來

鐵及上變韌鐵、下變韌鐵。如果急速恆溫冷卻到 M_s (約 325°C) 以下時將開始變態成麻田散鐵，而變態成麻田散鐵的數量將隨著溫度的降低而增加，而未變態成麻田散鐵的殘留沃斯田鐵將於後續的恆溫中變態成變韌鐵組織，此種組織亦叫為麻回火組織[2]。

S50C 在國內主要產品有彈簧鋼系列產品（包括齒型防鬆華司、防鬆單牙螺帽、快速扣件、扣環、各類彈片等）及各類高強度沖壓五金零件。這些產品屬於薄件式的沖壓製品，其所採用的原料為國內中鋼所生產的 S50C 鋼帶，厚度為 $0.15 \sim 2.4 \text{ mm}$ ，經沖壓成形後進行熱處理，於熱處理過程中先升溫至 820°C 進行沃斯田鐵化 30 分鐘後，淬火至 90°C 後，再升溫到 $350 \sim 400^{\circ}\text{C}$ 進行 30 分鐘的回火處理，以滿足硬度值 HRC 40 ~ 50 的要求。然而此淬火加回火的熱處理方式所產生的產品，不但不良率高，於實際應用時亦有脆裂及低溫脆化等案例發生，因此如何尋求一適當的熱處理方式，使產品同時擁有良好的硬度、強度及韌性，並降低產品的不良率，便成為目前最迫切需要解決的問題，也是本研究計畫的研究動機。

一般碳鋼為了獲得最大的硬度與強度，通常會採用淬火熱處理，對 S50C 亞共析鋼而言，常見的做法是將鋼材加熱到 A_3 以上的適當溫度，經適當時間的沃斯田鐵化，然後急速冷卻至 M_s 點以下，以阻止 A_1 變態（波來鐵變態）而得到高硬度、高強度的麻田散鐵組織[4]。由於麻田散鐵極硬且脆，強度很大但缺乏延韌性，故通常會再將淬火鋼加熱到 A_1 變態點以下的適當溫度進行回火，不但可以去除內部應力，亦能調節硬度得到適當的韌性，此時的微結構組織為回火麻田散鐵，此種熱處理作業方法如圖 6[4]所示。

鋼材若是經上述回火熱處理之後，仍無法達到所期望的高強硬、高韌性之機械性質組合，可透過恆溫沃斯回火（austempering）熱處理方式來改善。將鋼材加熱到 A_3 以上的適當溫度進行沃斯田鐵化之後，急速冷卻至 S 曲線的鼻部以下、 M_s 點以上的溫度範圍內維持一定時間再降至室溫，此種熱處理方式稱為恆溫沃斯回火，此種熱處理作業方法如圖 7(a)[4]所示。經恆溫沃斯回火處理後，鋼材會形成以變韌鐵為

主的微結構組織，依回火溫度的高低，又可區分為上變韌鐵（upper bainite）與下變韌鐵（lower bainite）兩種不同的微結構[2,4]。在較高的回火溫度下，碳原子移動性佳，容易從成長中的肥粒鐵擴散到周圍的沃斯田鐵體中產生堆積。這些含碳量高的沃斯田鐵最後會析出碳化物，出現在板條狀肥粒鐵的周圍，形成羽毛狀的上變韌鐵。若回火溫度降低，肥粒鐵中的碳原子較不易擴散，碳含量會呈現過飽和現象，此時肥粒鐵需在內部析出碳化物後才能繼續成長。回火溫度愈低或碳濃度愈高，肥粒鐵的板條會愈細，碳化物的粒子數目也會越多、越細，形成針狀的下變韌鐵[2,3]。因下變韌鐵有較上變韌鐵細緻的顯微組織，而使得下變韌鐵強度與韌性同時比上變韌鐵要好[2]。儘管如此，相對於傳統的回火麻田散鐵組織，此二種變韌鐵組織在相同的強硬度條件下皆有較大的延韌性。因此，恆溫沃斯回火熱處理常被用來取代傳統的淬火及回火熱處理，以提升鋼材的延韌性，減少淬火造成的裂痕與變形[3]。

除了上述傳統的沃斯回火熱處理，亦有學者提出一改良式的沃斯回火熱處理法，可在高矽鋼及鑄鐵上獲致比傳統沃斯回火熱處理更佳的機械性質[6,7]。此改良式的沃斯回火熱處理與傳統沃斯回火熱處理之差異，在於將恆溫沃斯回火前之沃斯田鐵化步驟，改以雙相退火（intercritical annealing）取代之。也就是將亞共析鋼加熱至 A_1 與 A_3 間雙相共存的溫度及時間範圍內，此時鋼材並不是以單一的沃斯田鐵相存在，而是以初析肥粒鐵（proeutectoid ferrite）及沃斯田鐵兩種固態相所組成，故稱之為雙相退火。之後的步驟與傳統的沃斯回火熱處理相同，急速冷卻在 S 曲線的鼻部以下至 M_s 點以上的溫度範圍內進行恆溫沃斯回火變態。鋼材經此種熱處理方式後，可得到含初析肥粒鐵與變韌鐵的雙相組織，藉由變韌鐵組織維持其強硬度，而透過肥粒鐵的存在進一步提升其延韌性。此方法可進一步增加下變韌鐵的延韌性，且其熱處理方式與一般沃斯回火類似，適合大量、低成本的生產方式。

1-3 S50C 之沃斯回火熱處理

S50C 經過沃斯回火熱處理後的基體組織，在顧及強度與韌性的狀況下以下變韌鐵為最佳組織，其主要原因是下變韌鐵中的碳化物非常細，只有數個奈米 (nm) 厚及約 500 奈米長而已，因為它們一部份析出在變韌肥粒鐵內 (如圖 8[4])，另一部份析出在變韌肥粒鐵次單位平板間或變韌肥粒鐵平板間，然而上變韌鐵的碳化物全部析出在變韌鐵次單位平板間 (如圖 9(c)[4]) 或變韌肥粒鐵平板間 (如圖 9(b)[4])，且上變韌鐵析出的雪明碳鐵比下變韌鐵粗大，此粗大的雪明碳鐵顆粒，亦是造成裂縫及孔洞成核的位置。使得下變韌鐵無論強度與韌性同時比上變韌鐵好[3]。在過去學者的研究[6]指出，S50C 於沃斯回火處理後，其強度與延韌性比回火麻田散鐵組織良好，且熱處理時間也比回火麻田散鐵組織較短。於是我們以產生下變韌鐵為主要組織的要求下，將 S50C 沃斯回火熱處理分為以下四個步驟：(此熱處理方式如圖 7(a)[4])

一、沃斯田鐵化：沃斯田鐵化的溫度愈高會使沃斯田鐵晶粒愈大，此狀況會使熱處理後的強度及延韌性下降，故通常沃斯田鐵化溫度會取 A_3 點以上 $50^{\circ}\text{C} \sim 150^{\circ}\text{C}$ 範圍內，從 Fe - C 平衡圖 (圖 2[4]) 可得知 S50C 的 A_3 溫度約為 760°C ，故在此沃斯田鐵化溫度以大家常用的 900°C 為主。將 S50C 試片在 900°C 溫度下恆溫保持 60 分鐘，使得 S50C 試片由原來 35 wt% 肥粒鐵與 65 wt% 波來鐵基體組織變態成含碳量 0.5 wt% 的均質沃斯田鐵組織。

二、急冷至沃斯回火溫度：當沃斯田鐵化處理結束後，必須急冷至 $300^{\circ}\text{C} \sim 400^{\circ}\text{C}$ 沃斯回火溫度，此過程應避免冷卻太慢而碰觸到恆溫變態圖的鼻端處，以避免肥粒鐵或波來鐵的產生，而使得機械性質受到不良的影響。尤其是較厚或尺寸較大的零件，其所須的冷卻速率將更大。因 S50C 含有 0.70 wt% 的錳，依照合金元素對硬化能影響計算方法[4]，0.7 wt% 的錳可增加硬化能 2.87 倍，可使 S50C 的硬化能力比普通中碳鋼增加數倍之多，可使厚度 1.6 mm 的 S50C 試片避開恆

溫變態圖的鼻端處。

三、沃斯回火恆溫處理：一般沃斯回火溫度約在 $275^{\circ}\text{C} \sim 425^{\circ}\text{C}$ ，主要目的是取得變韌鐵組織，在共析鋼於沃斯回火溫度 $225^{\circ}\text{C} \sim 400^{\circ}\text{C}$ 時，可得到下變韌鐵組織[2]。因為 S50C 沃斯田鐵的含碳量 0.5 wt% 比共析鋼的 0.76 wt% 約少 0.26 wt%，因而使得在形成下變韌鐵組織時，其上下限溫度會隨著含碳量的減少而升高，如圖 10[4]所示。從圖 10 及圖 11[4]得知 S50C 下變韌鐵的上下限溫度約為 530°C 與 325°C 。當沃斯回火恆溫溫度高於 325°C (Ms 點) 時，沃斯田鐵將變態為下變韌鐵組織，如圖 7(a)所示一般稱為恆溫回火(austempering)。當恆溫溫度低於 325°C (Ms 點) 時，將會有麻田散鐵組織產生，如圖 7(b)所示一般稱為麻回火(martempering)，此麻田散鐵是藉由無擴散的剪切變態 (diffusionless shear deformation) 轉變而成，此無擴散的剪切變態將以音速的速率進行，且變態時麻田散鐵的質量分率會隨著溫度的下降而增加，未變態的沃斯田鐵將於隨後的恆溫狀態下，變態為下變韌鐵組織，此麻回火組織其硬度可達 HRC 50 左右。為了要取得 HRC 40 ~ 50 的硬度要求，所以在此設定沃斯回火溫度為 $300^{\circ}\text{C} \sim 400^{\circ}\text{C}$ 。於 300°C 所得的微結構組織將為麻田散鐵及下變韌鐵的混合組織，而研究此混合組織的目的，主要是嘗試於下變韌鐵基地下，尋求比下變韌鐵強度更大且韌度可以接受的組織結構。

四、空冷或水冷至室溫：此階段若有殘留沃斯田鐵的話，此殘留沃斯田鐵將會於常溫下變態為麻田散鐵組織，此麻田散鐵組織對 S50C 的機械性質將會有很大的影響。若無殘留沃斯田鐵的話，此階段對 S50C 的組織及機械性質並無影響。

1-4 S50C 之改良式沃斯回火熱處理

於文獻上目前只討論 S50C 經加熱到 745°C 後，急速冷卻至 400°C 恆溫所產生的狀況[6]。並沒有對加熱到 745°C 後，急速冷卻到 400°C 以下的溫度做比較。故本篇研究將針對 S50C 材料加熱到 745°C 後急

速冷卻到 400°C 以下的溫度做比較，以期對此熱處理方式所產生的結構做更確實的判定，試圖尋找更佳的機械性質，希望能提出一改良式沃斯回火熱處理方法，來提升 S50C 碳鋼沖壓件之延韌性，然而此改良式沃斯回火熱處理技術，在國內外尚未見有業者使用。我們將此改良式沃斯回火熱處理分為以下四個步驟：

一、雙相退火：將 S50C 材料加熱至 $A_1 \sim A_3$ 間的溫度維持適當時間，S50C 在此溫度下若完全變態，我們可從 Fe-C 平衡圖（圖 2[4]）計算出 S50C 於此溫度下變態後的組織。在此以 745°C 為例計算如下：
初析肥粒鐵(0.018 wt%C) / 沃斯田鐵(0.60 wt%C)

$$= r_2 t_2 / \alpha_2 t_2 = (0.60 - 0.50) / (0.50 - 0.018) = 17.18\% / 82.82\%$$

為 82.82 wt% 的沃斯田鐵（含碳量 0.6 wt%）和 17.18 wt% 的肥粒鐵（含碳量 0.018 wt%）混合組織。如果加熱的時間不足於完全變態時，此時將會有殘留波來鐵的存在，假設殘留波來鐵的質量分率為 X wt%，則當時的組織將成為：

$$\begin{aligned} X \text{ wt\%} & \text{————— 殘留波來鐵(雪明碳鐵+肥粒鐵)} \\ (1-X) * 82.82 \text{ wt\%} & \text{————— 沃斯田鐵(含碳量 0.6 wt\%)} \\ (1-X) * 17.18 \text{ wt\%} & \text{————— 肥粒鐵(含碳量 0.018 wt\%)} \end{aligned}$$

以上為雪明碳鐵、肥粒鐵與沃斯田鐵三相混合組織。因為不同的組織於接著而來的恆溫回火將會產生不同的微結構組織，及不同的機械性質。希望能藉著不同的機械性質變化，來研判其組織的相異之處。

二、急冷至沃斯回火溫度：當雙相退火處理結束後，同樣須急冷至 300°C ~ 400°C 沃斯回火溫度，此過程與傳統沃斯回火處理方法相同，同樣應避免冷卻太慢而碰觸恆溫變態圖的鼻端處，以避免肥粒鐵或波來鐵的產生，而使得機械性質受到不良的影響。

三、沃斯回火恆溫處理：此階段的沃斯回火溫度同為 300°C ~ 400°C，主要是能與傳統沃斯回火熱處理做比較，在恆溫持時方面，這裡比前述傳統沃斯回火熱處理多了持時 15 分鐘的條件，為 15、30、60、120、180 分鐘五個階段，主要是研判恆溫 15 分鐘是否足於完全變態。若不能完全變態，將會有殘留沃斯田鐵的存在，此殘留沃斯田

鐵將會於接下來的冷卻環境下變態為麻田散鐵，此麻田散鐵將會使結構變的較強硬且較脆。

四、空冷或水冷至室溫：此階段若有殘留沃斯田鐵的話，此殘留沃斯田鐵將會於常溫下變態為麻田散鐵組織，此組織對 S50C 的機械性質將會有很大的影響。若無殘留沃斯田鐵的話，此階段對 S50C 的組織及機械性質並無影響。

1-5 研究目的

與鋼鐵材料恆溫沃斯回火熱處理有關的主題，在文獻上已有相當多的研究探討[7-14]。然而這些研究大多以含矽量較高的鑄鐵或高矽鋼為對象，對於低含矽量的一般結構用碳鋼之沃斯回火熱處理研究則並不多見，其中針對 S50C 碳鋼所做的沃斯回火熱處理研究，更是付諸闕如。因此本研究將對 S50C 碳鋼之沃斯回火熱處理條件進行一系統化的研究，此研究重點在於針對 S50C 於熱處理時，透過改變不同熱處理過程變數（沃斯田鐵化時間及溫度、恆溫回火時間及溫度），來有效的控制沃斯田鐵、肥粒鐵、雪明碳鐵、麻田散鐵的形態及變態反應，進而探討兩種不同沃斯回火熱處理方式對 S50C 碳鋼之微結構與機械性質之影響，並達到改善 S50C 機械性質的目的。所選用的熱處理方式為傳統沃斯回火熱處理及改良式沃斯回火熱處理兩種，以求得滿足所需機械性質的適當熱處理條件，此研究所使用之二種沃斯回火熱處理方法，皆考慮到具有連續式鹽浴爐設備之熱處理廠可以執行之技術，因此可以充分應用到量產的生產線上，並能符合大量、低成本的生產方式，進而提昇工業界產品品質及降低生產成本，以期增進工業界之技術能力與企業競爭力。

第二章 實驗步驟

2-1 材料成份與母材

本研究使用的材料為中國鋼鐵股份有限公司生產的 S50C 材料，原始厚度為 1.6 mm、寬 4 呎、長 8 呎的鋼板，化學組成之重量百分比與公差如表 3。

2-2 試片製作與取樣

S50C 鋼板經剪切成寬 300 mm、長 400 mm 長方形後，依照 ASTM E8M-98 規範[15]，所有試片以線切割機切割成圖 12 的平板拉伸試片，量規縮減區長 57 mm、寬 12.5 mm。切割後經震動研磨將其毛頭去除，於震動研磨後加上少許防銹油，再進行傳統沃斯回火或改良式沃斯回火熱處理。熱處理之詳細步驟及條件如下所述。

2-3 S50C 之傳統沃斯回火熱處理

此沃斯回火熱處理是委由德祥熱處理股份有限公司處理，嚴格控制鹽浴爐的溫度於正負 2°C 內，此沃斯回火熱處理條件，如表 4，可分為三個階段：

一、沃斯田鐵化：先將試片放在 550°C 的鹽浴爐中預熱 30 分鐘，預熱的目的在於防止下個階段升溫至 900°C，過大的溫差所造成的熱變形與熱裂縫，然後放到 900°C 的爐中保持 60 分鐘以進行沃斯田鐵化。

二、恆溫沃斯回火：將完成沃斯田鐵化之試片取出，迅速置入不同溫度（300、325、350、375、400°C）的鹽浴爐中進行一定時間（30、60、120、180 分鐘）的恆溫沃斯回火。

三、冷卻：將完成沃斯回火的試片取出氣冷至室溫。

最後將完成熱處理的試片洗淨，然後再經震動研磨將表面清除乾淨，再加上少許防銹油，以防止試片於機械性能測試前生銹。

2-4 S50C 之改良式沃斯回火熱處理

此改良式沃斯回火熱處理同樣是委由德祥熱處理股份有限公司處理，此改良式沃斯回火熱處理條件，如表 5 可分為三個階段：

一、雙相退火：先將試片放在 500°C 的鹽浴爐中預熱 30 分鐘，預熱的目的在於防止下個階段升溫至 745°C 時，過大的溫差所造成的熱變形與熱裂縫，然後放到 745°C 的爐中分別保持 5、15、30 分鐘以進行部份沃斯田鐵化。此階段將雙相退火時間分為三個時段，主要是測試在 745°C 時是否完全變態，若沒有完全變態則將會有殘留波來鐵的存在。

二、恆溫沃斯回火：將完成部份沃斯田鐵化之試片分別取出，迅速置入不同溫度（300、325、350、375、400°C）的鹽浴爐中進行一定時間（15、30、60、120、180 分鐘）的恆溫沃斯回火。

三、冷卻：將完成恆溫沃斯回火的試片取出氣冷至室溫。最後將完成熱處理的試片洗淨，然後再經震動研磨將表面清除乾淨，再加上少許防銹油，以防止試片於機械性能測試前生銹。

2-5 硬度試驗

試片於熱處理完成後，再經最後的拋光處理，以進行硬度測試與拉伸試驗。硬度測試使用 HR30N 尺度之洛氏表面硬度測試機，每個試片取 10 個位置，求其平均值作為硬度值。

2-6 拉伸試驗

拉伸試驗係依照 ASTM E8M-98 規範，使用 MTS 810 動態材料試

驗機在室溫下進行，以位移控制的方式進行試驗，並以 25 mm 延伸計量測應變。位移速率在應變到達 1% 前為 0.2 mm / min，應變到達 1% 之後位移速率改為 2 mm / min，試驗終止以負荷下降 90% 為基準，每種熱處理條件取三支試片做拉伸試驗，再取其平均值做為測試值，試驗目地在得到試片的最大抗拉強度、降伏強度及延伸率。

2-7 微結構觀察

拉伸試驗完成之後，將試片夾持端用線切割機切割成長寬各 6 mm、厚 1.6 mm 之金相試片，使用自動研磨機研磨(#240 砂紙 → #600 砂紙 → #1000 砂紙 → #1500 砂紙)，再用氧化鋁粉 (Al_2O_3) 進行拋光 ($1\ \mu\text{m} \rightarrow 0.3\ \mu\text{m}$)，經研磨拋光之後，隨即以高純度酒精做超音波清洗，以清洗表面附著的雜質，再經烘乾後，進行金相試片表面腐蝕，腐蝕使用 Nital 腐蝕液其腐蝕條件如下：

Nital 腐蝕液：5 cc、66% 濃度的硝酸加上 95 cc、95% 濃度的酒精。

腐蝕時間：15 ~ 20 秒。

腐蝕後再以酒精做超音波清洗，然後浸泡於高純度酒精中，最後以光學顯微鏡(OM)或電子顯微鏡(SEM)觀察各個熱處理條件下的顯微組織結構。

第三章 結果與討論

3-1 傳統沃斯回火熱處理對 S50C 機械性質及微結構之影響

S50C 鋼材經不同條件的傳統沃斯回火熱處理之後，其機械性質（抗拉強度、降伏強度、表面硬度與延伸率）如表 6 所示；從表 6 可看出 S50C 經傳統沃斯回火熱處理之後，最大拉伸強度為 1930 MPa，其沃斯回火熱處理的回火溫度為攝氏 300°C，回火時間為 30 分鐘，相同熱處理條件下洛式表面硬度為 HR30N 71.2 及 4.60% 的 50 mm 延伸率；熱處理後最小拉伸強度為 1251 MPa，其沃斯回火熱處理的回火溫度為攝氏 400°C，回火時間為 180 分鐘，相同熱處理條件下洛式表面硬度為 HR30N 61.2 及 8.29% 的 50 mm 延伸率。

以上抗拉強度範圍為 1251 ~ 1930 MPa，表面硬度範圍為 HR30N 61.2 ~ 71.2 (HRC 42 ~ 52)，50 mm 延伸率範圍為 4.60% ~ 8.29%，此機械性能適用於彈簧鋼製品；在工業應用上，彈簧鋼一般抗拉強度要求為 1250 MPa 以上，硬度要求為 HRC 38 ~ 45 度，硬度要求的主要原因是當硬度超過 HRC 45 時，其最大強度會隨著硬度的增加而降低，也就是說當硬度到達 HRC 45 時其疲勞強度會達到最高值，故取 HRC 45 為其上限[16]，然而這些現象是在一般淬火回火熱處理狀況下所要求的。在此觀察當 S50C 鋼材經不同條件的沃斯回火熱處理之後，其抗拉強度並無隨著硬度升高而下降的現象，然而其降伏強度在最後呈現些微下降，故可推測其疲勞強度最大值會在 1900 MPa 附近；故 S50C 在沃斯回火熱處理下，可以將彈簧鋼的要求硬度提高到 HR30N 70 (HRC 51)；從表 6 可看出其 50 mm 延伸率只有 4.60 ~ 8.29%，故而限制彈簧鋼的使用範圍，一般使用在非安全性的彈簧鋼製品上；而使用在車輛上與建設機械上之捲彈簧及板彈簧，通常使用鎳鉻鈿的合金鋼為製造材料，如 SAE 4340 在抗拉強度為 1570 MPa 時，其延伸率可達 11%[17]，此種高級合金鋼也因為昂貴的價格而限制了其使用範圍。

S50C 鋼材經不同條件的傳統沃斯回火熱處理之後，其 500 倍光學顯微組織如圖 13 所示，200 倍光學顯微組織如圖 14 所示。圖 13(a) ~ (d) 與圖 14(a) ~ (d)，其沃斯回火溫度為 300°C 與 325°C，此溫度小於 Ms 點，從前一章敘述可知其組織結構為麻田散鐵與下變韌鐵的混合組織，其抗拉強度為 1634 ~ 1930 MPa，洛氏表面硬度為 HR30N 67.7 ~ 71.2 及 4.60 ~ 5.89% 的 50 mm 延伸率，此強度範圍屬超高強度合金鋼（1600 MPa 以上），可用於高彈性的彈簧鋼製品，如薄板彈簧、扣環、彈簧片及超高強度機構零件等。圖 13(e) ~ (j) 與圖 14(e) ~ (j)，其沃斯回火溫度為 350°C、375°C 與 400°C，此溫度高於 Ms 點，從前一章敘述可知其組織結構為下變韌鐵組織，抗拉強度為 1251 ~ 1469 MPa，洛氏表面硬度為 HR30N 61.2 ~ 64.2 及 7.23 ~ 8.29% 的 50 mm 延伸率，此強度範圍可做為泛用彈簧鋼（1250 MPa 以上），可用於同時要求彈性與韌性的彈簧鋼製品及高強度機構零件，如防鬆華司、防鬆螺帽、快速扣件、高韌度彈片及高強度金屬製品等。

從圖 13 與圖 14 來觀察，可看出圖(a) ~ (d)的組織結構與圖(e) ~ (j)的組織結構明顯不同，圖(a) ~ (d)的麻田散鐵與下變韌鐵混合組織較為粗大，同時抗拉強度也較大，延伸率相對較小；圖(e) ~ (j)的下變韌鐵組織較為細小且分佈均勻，當機械性質要求高彈性變形時，可使用麻田散鐵與下變韌鐵混合組織，當機械性質同時要求彈性變形與韌性時，可使用下變韌鐵組織。

3-1-1 回火時間對機械性質的影響

S50C 鋼材經不同條件的傳統沃斯回火熱處理之後，為方便分析比較其機械性質（抗拉強度、降伏強度、硬度與延伸率），故將表 6 繪製成圖 15（抗拉強度、降伏強度）、圖 16（洛氏 30N 表面硬度）及圖 17（50 mm 延伸率）。由圖 15、圖 16 及圖 17 中可以發現，在回火溫度相同的狀況下，回火時間的增加會使 S50C 的拉伸強度與硬度略為下降，延伸率略為上升，但整體而言變化的幅度並不大。從 SEM 微結

構觀察顯示，不同回火時間的微結構之間並沒有明顯的差異，如圖 18 所示為 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 325°C、30 分鐘及 (b) 325°C、180 分鐘恆溫回火處理後之 2500 倍 SEM 微結構圖，可看出兩張圖的組織結構極為相似。由此可知，在固定的回火溫度下 S50C 經過 30 分鐘的恆溫持時後即可完成主要的相變態，更長的回火時間不會對微結構產生明顯的改變，對機械性質的影響也不大。因此，在成本考量之下，實際應用只需要進行 30 分鐘的恆溫回火持時就已足夠。

3-1-2 回火溫度對機械性質的影響

由上一節的討論可知，恆溫回火時間對 S50C 的機械性質影響不大，因此接下來的討論將只針對經 30 分鐘恆溫回火熱處理後的鋼材對回火溫度的影響。圖 15 顯示，回火溫度在 350°C 以下時，S50C 的抗拉強度與降伏強度會隨回火溫度的上升而有明顯的下降。回火溫度超過 350°C 之後，材料強度隨著回火溫度上升而下降的幅度趨緩，直到 400°C 才再有較明顯的下降，但降幅仍較 350°C 以下之回火溫度小。回火溫度對材料硬度（圖 16）、延伸率（圖 17）的影響也有相同的趨勢，唯 50 mm 延伸率是隨回火溫度的上升而增加。

隨著回火溫度改變，S50C 的機械性質會有明顯的變化，主要可歸因於回火溫度對材料微結構所造成的影響。S50C 的 M_s 點位於 325°C 至 350°C 之間，若回火溫度低於 M_s 點，一部份的沃斯田鐵會在回火開始時變態成麻田散鐵，其餘部份則會在回火過程中變態為下變韌鐵。經 325°C、30 分鐘恆溫回火後的微結構組織，如圖 19(a)所示，可以明顯的看出麻田散鐵與下變韌鐵的混合組織，其外觀類似麻田散鐵，經仔細觀察可看出下變韌鐵組織分佈在麻田散鐵基地裡面，因為麻田散鐵是分散的，其延韌性會被下變韌鐵所主導，故機械性質會較一般的麻田散鐵良好，因為麻田散鐵的強度極高但延韌性極低，故材料含有越多的麻田散鐵，其總合強硬度越高，延韌性會越低。在熱處

理的過程中，沃斯田鐵變態成麻田散鐵的比例只與回火溫度有關，回火溫度越低，變態成麻田散鐵的比例越高。因此，隨著沃斯回火溫度的上升，材料會因麻田散鐵的比例降低而強度下降，延韌性增加。

若回火溫度高於 350°C（高於 Ms 點），則麻田散鐵不會形成，所有的沃斯田鐵都會在回火過程中變態成下變韌鐵，如圖 19(b)所示。下變韌鐵的強度亦會隨回火溫度的增加而降低，但相較於麻田散鐵的高強硬度，其變化量相對較小，因此當回火溫度高於 350°C 時，材料強硬度、延韌性的變化較不明顯。當回火溫度高於 375°C 至 400°C 時，呈現較大的機械性質變化，主要原因則是有部份沃斯田鐵變態形成更軟的上變韌鐵所致，於是形成下變韌鐵與上變韌鐵的混合組織。圖 20 為 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 350°C、180 分鐘 (b) 375°C、180 分鐘及 (c) 400°C、180 分鐘後之 1000 倍光學顯微組織結構圖，明顯可看出圖 20(a)之針狀下變韌鐵的量最多，其次是圖 20(b)，圖 20(c)所含針狀下變韌鐵的量最少。

3-2 改良式沃斯回火熱處理對 S50C 機械性質及微結構的影響

S50C 鋼材經不同條件的改良式沃斯回火熱處理之後，其機械性質（抗拉強度、降伏強度、表面硬度與延伸率）如表 7、8、9 所示，表 7、8、9 分別代表雙相退火時間為 5、15、30 分鐘。從表 7、8、9 可看出 S50C 經改良式沃斯回火熱處理之後，最大拉伸強度為 1020 MPa，其改良式沃斯回火熱處理的雙相退火溫度為 745°C 時間為 30 分鐘，恆溫回火溫度為攝氏 400°C 時間為 30 分鐘，相同熱處理條件下洛氏表面硬度為 HR30N 53.8 及 13.22% 的 50 mm 延伸率；熱處理最小拉伸強度為 596 MPa，其熱處理的雙相退火溫度為 745°C 時間為 5 分鐘，恆溫回火溫度為攝氏 300°C 時間為 30 分鐘，相同熱處理條件下洛氏表面硬度為 HR30N 36.0 及 28.70% 的 50 mm 延伸率。此熱處理方式所得的抗拉強度範圍為 596 ~ 1020 MPa，50 mm 延伸率範圍為 28.7% ~ 13.22%，將抗拉強度每隔 50 MPa 與對應之 50 mm 延伸率值

做成數據，結果如下：

600 MPa	: 26 ~ 28%	延伸率
650 MPa	: 24 ~ 25%	延伸率
700 MPa	: 22 ~ 23%	延伸率
750 MPa	: 19 ~ 20%	延伸率
800 MPa	: 18 ~ 19%	延伸率
850 MPa	: 17 ~ 18%	延伸率
900 MPa	: 15 ~ 17%	延伸率
950 MPa	: 14 ~ 15%	延伸率
1000 MPa	: 12 ~ 14%	延伸率

於抗拉強度 600 ~ 1000 MPa 範圍內，在相同抗拉強度下，將以上數據與碳鋼（表 10[3]）及鎳鉻鉬合金鋼（表 11[3]）做比較，可發現 S50C 經改良式沃斯回火後的機械性質，比碳鋼好很多，與鉻鋼、鎳鉻鋼、鉻鉬鋼不相上下，也唯有比鎳鉻鉬鋼差，於抗拉強度 1000 MPa 時延伸率低了約 3%。

從以上數據，發現經改良式沃斯回火處理後其強硬度與傳統沃斯回火相比下降很多。S50C 的原始組織為正常化處理後之波來鐵與少量初析肥粒鐵的混合組織，此實驗所用厚度 1.6 mm 的鋼板是經過冷壓延後再經球化退火處理的 S50C 材料，其 500、2000 倍光學顯微組織如圖 21 所示。從圖 21(b) 可看出其組織結構為球狀雪明碳鐵（直徑約 2 μm 黑色小顆粒）、肥粒鐵（白色）及波來鐵（灰黑色）的混合組織。S50C 加熱到 745°C 之後，若保持足夠長的時間，基體組織將完全變態成含碳量為 0.60 wt% 的沃斯田鐵與初析肥粒鐵的混合組織，於隨後的恆溫回火過程中會產生麻田散鐵、下變韌鐵與初析肥粒鐵（回火溫度 300°C）或下變韌鐵與初析肥粒鐵（回火溫度 325、350、375、400°C）的混合組織。然而於 745°C 雙相退火時，要完成固體相變態，晶粒必須重新孕核及成長，其主要的動力為變態前後的自由能差與碳

的擴散速率[3]。由於 745°C 只比相變態溫度 727°C 高了 18°C，自由能差較小，故需要較長的時間來完成相變態，此時間有可能超過本研究所使用的最長雙相退火時間 30 分鐘。因此，原始的波來鐵組織無法完全變態成沃斯田鐵及初析肥粒鐵，故仍會有部份波來鐵殘留在基地當中，於是形成沃斯田鐵、肥粒鐵與殘留波來鐵的混合組織，此時殘留波來鐵將會以球狀雪明碳鐵、肥粒鐵及球狀波來鐵的狀況存在。圖 22、圖 23 分別為 S50C、1.6 mm 厚試片經雙相退火 5、15、30 分鐘後再經水淬後的 500、2000 倍光學顯微鏡組織圖，此三種試片經表面硬度測試後為 HR30N 75、81 及 83，顯示出其基地組織為麻田散鐵組織。從圖 22 可看出大黑點為球狀波來鐵組織，球狀波來鐵的數量隨著雙相退火時間的增加而減少(如圖 22(a) ~ (c))，其基地為麻田散鐵組織，球狀雪明碳鐵被麻田散鐵所遮蔽故看不見球狀雪明碳鐵組織。從圖 23 可看出大球狀波來鐵正由數個小球狀波來鐵熔合中。由以上狀況得知，球狀波來鐵在分解成雪明碳鐵及肥粒鐵時，本身亦同時由數個球狀波來鐵在熔合變大，同期間雪明碳鐵與肥粒鐵逐漸變態為沃斯田鐵，在此過程中，雙相退火的時間越長，沃斯田鐵的比例越多，殘留波來鐵的比例越少，殘留波來鐵將會以球狀雪明碳鐵、肥粒鐵及球狀波來鐵的狀況存在。雙相退火過程中形成的沃斯田鐵，會在隨後的恆溫回火過程中形成麻田散鐵及下變韌鐵(回火溫度 300°C)或下變韌鐵(回火溫度 325、350、375、400°C)；殘留波來鐵內的球狀雪明碳鐵及肥粒鐵會在隨後的恆溫回火過程中重新結晶成變韌鐵，而球狀波來鐵將不會變態，其主要原因是含有網狀雪明碳鐵，但會有晶粒成長的現象，如圖 24(a)~(c)可看出球狀波來鐵隨著回火溫度升高而變大。此球狀波來鐵的存在乃是造成雙相退火後強硬度大量降低的主要原因。

S50C 鋼材經不同條件的改良式沃斯回火熱處理之後，其 3000 倍 SEM 掃瞄式電子顯微組織如圖 24、圖 25 及圖 26，圖 24、圖 25 及圖 26 分別代表雙相退火時間 5、15 及 30 分鐘；從圖 24(a)可看出空缺的部份為肥粒鐵，大顆粒為球狀波來鐵，細小白色顆粒為雪明碳鐵，

並無變韌鐵出現，隨著回火溫度的升高（圖 24(b)~(e)），雪明碳鐵及肥粒鐵的數量逐漸減少，變韌鐵（灰色網狀）的數量逐漸增多。

3-2-1 雙相退火時間對機械性質的影響

S50C 經不同條件的改良式沃斯回火熱處理之後，為了方便分析其機械性質（抗拉強度、降伏強度、硬度與延伸率），將表 7、表 8、表 9 繪製成圖 27（抗拉強度）、圖 28（降伏強度）、圖 29（洛氏表面硬度）及圖 30（50 mm 延伸率）。由圖中可以發現，相同的恆溫回火條件下，在 745°C 進行雙相退火的時間越長，其拉伸強度與硬度越高，而延伸率越低。

由前面論述可知改良式沃斯回火熱處理後的材料機械性質，取決於雙相退火完成時沃斯田鐵與殘留波來鐵的比例。當雙相退火時間越短則沃斯田鐵的比例越少，而殘留波來鐵的比例越多，則材料越軟、越延韌，反之當雙相退火時間越長則沃斯田鐵的比例越多，而殘留波來鐵的比例越少，則越硬、越脆。因此 S50C 的拉伸強度與硬度會隨著雙相退火時間的增加而增加，延伸率則會隨之降低。從圖 24(b)、圖 25(b)及圖 26(b)可看出殘留波來鐵中的球狀雪明碳鐵（白色小點）及肥粒鐵（空缺部份）隨著雙相退火時間的增加而變少，而由沃斯田鐵變態的變韌鐵（灰色網狀）的數量隨著雙相退火時間的增加而變多，這就是隨著雙相退火時間的增加而造成強硬度增加的主要原因。

3-2-2 恆溫回火條件對機械性質的影響

若雙相退火時間相同，對一固定回火溫度狀況下，其回火時間的改變不會對 S50C 的機械性質產生明顯的影響（如圖 27 及圖 30），此趨勢與傳統沃斯回火熱處理相同。

若雙相退火時間相同，對一固定回火時間下，從圖 27、圖 29 及圖 30 可看出 S50C 的拉伸強度與硬度隨回火溫度的上升而增加，延伸

率則隨之降低，此趨勢則與傳統沃斯回火熱處理相反。為探討其中原因，必須考慮三種固態相（含碳量 0.6 wt% 沃斯田鐵、初析肥粒鐵與殘留波來鐵）在恆溫回火過程中的變化：

1. 沃斯田鐵：會變態形成麻田散鐵與下變韌鐵(回火溫度 300°C) 或下變韌鐵(回火溫度 325 ~ 400°C)，其強度隨回火溫度的上升而下降。
2. 初析肥粒鐵：不會產生相變態，回火溫度不對其機械性質造成影響。
3. 殘留波來鐵：殘留波來鐵於雙相退火後的組織如前所敘述為球狀雪明碳鐵、肥粒鐵與球狀波來鐵的混合組織；在恆溫回火過程中球狀雪明碳鐵會與肥粒鐵再結晶成類似變韌鐵的組織，由於碳的擴散速度會隨著溫度上升而增加，故再結晶的變韌鐵數量亦會隨著回火溫度的上升而增加。在此恆溫回火過程中球狀波來鐵不會產生變態但會隨著回火溫度的升高而有晶粒成長的現象。

圖 24 為雙相退火時間 5 分鐘、不同回火溫度的 SEM 微結構組織圖，從圖 24 可看出，隨著回火溫度的升高（圖 24(a) ~ (e)），殘留波來鐵中的雪明碳鐵（細小白色顆粒）及肥粒鐵（空缺部）的數量逐漸減少，再結晶的變韌鐵（灰色網狀）的數量逐漸增多，此乃因雪明碳鐵及肥粒鐵再結晶的過程中，再結晶的數量與碳的擴散速率成正比，故造成再結晶變韌鐵的數量隨著溫度的增加而增加，這就是造成此過程中回火溫度愈高強硬度愈高的主要原因。

綜合以上，可以得知 S50C 經改良式沃斯回火熱處理之後，其機械性質主要是由雙相退火時沃斯田鐵及殘留波來鐵的比例所主導。在隨後的回火過程中，沃斯田鐵所變態的變韌鐵其強硬度會隨著回火溫度的上升而下降；而殘留波來鐵再結晶的變韌鐵數量會隨著回火溫度的上升而增多，造成其強硬度會隨著回火溫度上升而上升。當沃斯田鐵含量少時（如雙相退火時間為 5 分鐘），其強硬度將由殘留波來鐵的

再結晶數量所主導，因主導強硬度變化的殘留波來鐵含量會隨著雙相退火時間的增加而減少，因此其強硬度隨回火溫度上升而增加的程度，亦會隨雙相退火時間的增加而降低，從圖 27、圖 28 及圖 29 可明顯看出此狀況。

第四章 結論

1. S50C 經不同沃斯回火熱處理後，可得到相當廣泛的機械性質，抗拉強度範圍 596 ~ 1930 MPa，延伸率範圍 4.6 ~ 28.7%。
2. 不論是傳統或改良式沃斯回火熱處理，在固定的回火溫度下 S50C 經過 30 分鐘的恆溫持時後即可完成主要的相變態，更長的回火時間不會對微結構產生明顯的改變，對機械性質的影響也不大。
3. S50C 經傳統沃斯回火熱處理後，會形成上變韌鐵與下變韌鐵的混合組織，或麻田散鐵與下變韌鐵的混合組織，其拉伸強度隨回火溫度的上升而降低。強度變化的主要原因是麻田散鐵及下變韌鐵的含量會隨回火溫度的上升而減少。
4. S50C 經改良式沃斯回火熱處理後，會形成肥粒鐵、變韌鐵、球狀雪明碳鐵與球狀波來鐵的混合組織，其拉伸強度隨回火溫度的上升而增加。此趨勢則與傳統沃斯回火熱處理相反，主導強度變化的因素是殘留波來鐵在回火過程中的再結晶數量。而且其主導強硬度變化的殘留波來鐵含量會隨著雙相退火時間的增加而減少，因此拉伸強度隨回火溫度上升而增加的程度，亦會隨雙相退火時間的增加而降低。

參考文獻

1. 陳文照、曾春風、游信和, *材料科學與工程導論*, 高立圖書有限公司, 台北, 2005, pp. 36-97, pp.123-154, pp.197-205, pp. 326-355, pp. 363-367, pp.390-411.
2. R. W. K. Homeycombe and H. K. D. H. Bhadeshia, *鋼顯微組織與性質*, 2nd ed., Elsevier Ltd., Kidlington, England, 2004, pp. 2-10, pp. 18-59, pp. 93-152.
3. 劉國雄、林樹均、李勝隆、鄭晃忠、葉均蔚, *工程材料科學*, 全華科技圖書, 台北, 2005, pp. 207-209, pp. 277-286, pp. 306-343, pp. 400-475.
4. 黃振賢, *金屬熱處理*, 文京圖書出版, 台北, 1985, pp. 1-111, pp. 491-499.
5. Y. A. Cengel and M. A. Boles, *Thermodynamics An Engineering Approach*, 3rd ed., McGraw-Hill, Inc., New York, 2000, pp. 621-695.
6. Y. Tomita, "Effect of Modified Austemper on Tensile Properties of 0.52%C Steel," *Materials Science and Technology*, Vol. 11, 1995, pp. 994-997.
7. Y. Tomita, E. Matsushita, and K. Morioka, "Modified Austempering Effect on Tensile Properties of Fe-0.2-1.5Si-1.0Mn Steel," *Zeitschrift Fur Metallkunde*, Vol. 91, 2000, pp. 175-179.
8. S. K. Putatunda, "Influence of Austempering Temperature on Microstructure and Fracture Toughness of a High-Carbon and High-Manganese Cast Steel," *Materials and Design*, Vol. 24, 2003, pp. 435-443.
9. A. Barbacki and E. Mikolajski, "Optimization of Heat Treatment Conditions for Maximum Toughness of High Strength Silicon Steel," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 78, 1998, pp. 18-23.
10. Y. Tomita, F. Kijima, and K. Morioka, "Modified Austempering Effect on Fracture Toughness J_{ic} of Fe-0.6C-1.5Si-0.8Mn Steel," *Zeitschrift Fur Metallkunde*, Vol. 90, 1999, pp. 444-448.
11. Y. Tomita, F. Kijima, and K. Morioka, "Modified Austempering Effect on Bending Fatigue Properties of Fe-0.6C-1.5Si-0.8Mn Steel," *Zeitschrift Fur Metallkunde*, Vol. 91, 2000, pp. 43-46.

12. Y. Tomita and N. Ishiza, "Improved Tensile Properties of Fe-0.6C-1.5Si-0.8Mn Steel Through Modified Austempering Treatment," *Zeitschrift Fur Metallkunde*, Vol. 86, 1995, pp. 575-579.
13. Y. Tomita, "Improved Tensile Properties of Fe-0.6C-1.5Si-0.8Mn Steel Through Austempering Coupled with Interrupted Quenching Treatment," *Zeitschrift Fur Metallkunde*, Vol. 86, 1995, pp. 750-753.
14. H. S. Fang, J. B. Yang, Z. G. Yang, and B. Z. Bai, "The Mechanism of Bainite Transformation in Steels," *Scripta Materialia*, Vol. 47, 2002, pp. 157-162.
15. "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]," *ASTM E8M-98, Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 3.01, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, USA, 1998, pp. 78-98.
16. 網島正一, *熱處理技術與實務*, 財團法人中衛發展中心, 台北, 2003, pp. 69-75.
17. 寇立人, *鋼材之性能與利用*, 復漢出版社有限公司, 台北, 2001.

表 1 碳及氮在 α 鐵及 γ 鐵中的固溶度[2]

	溫度 ($^{\circ}\text{C}$)	固溶度	
		重量百分比 (wt%)	原子百分比 (at%)
碳在 γ 鐵中	1150	2.04	8.8
	723	0.80	3.6
碳在 α 鐵中	723	0.02	0.095
	20	<0.00005	<0.00012
氮在 γ 鐵中	650	2.8	10.3
	590	2.35	8.75
氮在 α 鐵中	590	0.10	0.40
	20	<0.0001	<0.0004

表 2 元素在 α 鐵及 γ 鐵中的擴散參數值[2]

溶劑	溶質	活化能 Q (kJ mol^{-1})	頻率因子 D_0 (cm^2s^{-1})	擴散係數 $D_{910^\circ\text{C}}$ (cm^2s^{-1})	溫度範圍 ($^\circ\text{C}$)
γ 鐵	碳	135	0.15	1.5×10^{-7}	900–1050
	鐵	269	0.18	2.2×10^{-13}	1060–1390
	鈷	364	3.0×10^2	24.0×10^{-12} (1050°C)	1050–1250
	鉻	405	1.8×10^4	58.0×10^{-12} (1050°C)	1050–1250
	銅	253	3.0	15.0×10^{-11}	800–1200
	鎳	280	0.77	7.7×10^{-13}	930–1050
	磷	293	28.3	3.6×10^{-12}	1280–1350
	硫	202	1.35	1.5×10^{-9}	1200–1350
	鎢	376	1.0×10^3	12.0×10^{-12} (1050°C)	1050–1250
	α 鐵	碳	80	6.2×10^{-3}	1.8×10^{-6}
氮		76	3.0×10^{-3}	1.3×10^{-6}	
鐵		240	0.5		700–750
鈷		226	0.2	2.1×10^{-11}	700–790
鉻		343	3.0×10^4		
鎳		358	9.7	3.7×10^{-11}	700–900
磷		230	2.9	2.0×10^{-10}	860–900
鎢		293	3.8×10^2		

資料來源：Askill, J., *Tracer Diffusion Data for Metals, Alloys and Simple Oxides*, IFI/Plenum Press, 1970; Wohlbier, F. H., *Diffusion and Defect Data*, Materials Review Series, Vol. 12, Nos 1–4, Trans. Tech. Publication, 1976; Krishtal, M. A., *Diffusion Processes in Iron Alloys* (translated from Russian by Wald, A., ed. Becker, J. J.), Israel Program for Scientific Translations, Jerusalem, 1970.

表 3 S50C 之化學成份及 JIS 標準 (wt %)

化學成份	C	Mn	P	S	Si
JIS 標準	0.47 ~ 0.53	0.60 ~ 0.90	0.03 Max	0.035 Max	0.15 ~ 0.35
S50C	0.50	0.70	0.015	0.003	0.25

表 4 S50C 之沃斯回火熱處理條件

熱處理條件	沃斯田鐵化	恆溫沃斯回火
1-1-1	900°C, 60 min	300°C, 30 min
1-1-2	900°C, 60 min	300°C, 60 min
1-1-3	900°C, 60 min	300°C, 120 min
1-1-4	900°C, 60 min	300°C, 180 min
1-2-1	900°C, 60 min	325°C, 30 min
1-2-2	900°C, 60 min	325°C, 60 min
1-2-3	900°C, 60 min	325°C, 120 min
1-2-4	900°C, 60 min	325°C, 180 min
1-3-1	900°C, 60 min	350°C, 30 min
1-3-2	900°C, 60 min	350°C, 60 min
1-3-3	900°C, 60 min	350°C, 120 min
1-3-4	900°C, 60 min	350°C, 180 min
1-4-1	900°C, 60 min	375°C, 30 min
1-4-2	900°C, 60 min	375°C, 60 min
1-4-3	900°C, 60 min	375°C, 120 min
1-4-4	900°C, 60 min	375°C, 180 min
1-5-1	900°C, 60 min	400°C, 30 min
1-5-2	900°C, 60 min	400°C, 60 min
1-5-3	900°C, 60 min	400°C, 120 min
1-5-4	900°C, 60 min	400°C, 180 min

表 5 S50C 改良式沃斯回火熱處理條件

熱處理條件	雙相退火	恆溫沃斯回火
2-1-1	745°C, 5、15、30 min	300°C, 15 min
2-1-2	745°C, 5、15、30 min	300°C, 30 min
2-1-3	745°C, 5、15、30 min	300°C, 60 min
2-1-4	745°C, 5、15、30 min	300°C, 120 min
2-1-5	745°C, 5、15、30 min	300°C, 180 min
2-2-1	745°C, 5、15、30 min	325°C, 15 min
2-2-2	745°C, 5、15、30 min	325°C, 30 min
2-2-3	745°C, 5、15、30 min	325°C, 60 min
2-2-4	745°C, 5、15、30 min	325°C, 120 min
2-2-5	745°C, 5、15、30 min	325°C, 180 min
2-3-1	745°C, 5、15、30 min	350°C, 15 min
2-3-2	745°C, 5、15、30 min	350°C, 30 min
2-3-3	745°C, 5、15、30 min	350°C, 60 min
2-3-4	745°C, 5、15、30 min	350°C, 120 min
2-3-5	745°C, 5、15、30 min	350°C, 180 min
2-4-1	745°C, 5、15、30 min	375°C, 15 min
2-4-2	745°C, 5、15、30 min	375°C, 30 min
2-4-3	745°C, 5、15、30 min	375°C, 60 min
2-4-4	745°C, 5、15、30 min	375°C, 120 min
2-4-5	745°C, 5、15、30 min	375°C, 180 min
2-5-1	745°C, 5、15、30 min	400°C, 15 min
2-5-2	745°C, 5、15、30 min	400°C, 30 min
2-5-3	745°C, 5、15、30 min	400°C, 60 min
2-5-4	745°C, 5、15、30 min	400°C, 120 min
2-5-5	745°C, 5、15、30 min	400°C, 180 min

表 6 S50C 經傳統沃斯回火熱處理後之機械性質

沃斯田鐵化	恆溫沃斯回火	抗拉強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	50 mm 延 伸率 (%)	表面硬度 (HR30N)
900°C, 60 min	300°C, 30 min	1930	1660	4.6	71.2
900°C, 60 min	300°C, 60 min	1919	1687	4.67	70.4
900°C, 60 min	300°C, 120 min	1875	1670	5.09	70
900°C, 60 min	300°C, 180 min	1857	1661	5.18	69.8
900°C, 60 min	325°C, 30 min	1699	1473	5.31	68
900°C, 60 min	325°C, 60 min	1671	1464	5.54	67.6
900°C, 60 min	325°C, 120 min	1649	1455	5.72	67.7
900°C, 60 min	325°C, 180 min	1634	1453	5.89	67.7
900°C, 60 min	350°C, 30 min	1469	1283	7.23	64.2
900°C, 60 min	350°C, 60 min	1444	1262	7.11	63.3
900°C, 60 min	350°C, 120 min	1424	1249	7.44	65.5
900°C, 60 min	350°C, 180 min	1421	1252	7.44	64.7
900°C, 60 min	375°C, 30 min	1419	1230	7.46	63.5
900°C, 60 min	375°C, 60 min	1398	1211	7.74	63.4
900°C, 60 min	375°C, 120 min	1364	1186	7.52	63.2
900°C, 60 min	375°C, 180 min	1374	1190	7.87	63.4
900°C, 60 min	400°C, 30 min	1317	1127	7.94	61.2
900°C, 60 min	400°C, 60 min	1289	1107	8.06	61.3
900°C, 60 min	400°C, 120 min	1263	1076	8.24	60.8
900°C, 60 min	400°C, 180 min	1251	1068	8.29	61.2

表 7 S50C 經改良式沃斯回火熱處理後之機械性質(雙相退火 5 分鐘)

雙相退火	恆溫沃斯回火	抗拉強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	50 mm 延 伸率 (%)	表面硬度 (HR30N)
745°C, 5 min	300°C, 15 min	596	505	28.7	36.0
745°C, 5 min	300°C, 30 min	609	489	26.7	37.0
745°C, 5 min	300°C, 60 min	600	497	26.0	37.2
745°C, 5 min	300°C, 120 min	622	509	28.4	36.7
745°C, 5 min	300°C, 180 min	613	498	26.0	37.2
745°C, 5 min	325°C, 15 min	610	505	25.9	37.8
745°C, 5 min	325°C, 30 min	611	500	25.7	37.7
745°C, 5 min	325°C, 60 min	615	510	25.8	37.7
745°C, 5 min	325°C, 120 min	622	495	24.7	38.2
745°C, 5 min	325°C, 180 min	631	512	25.7	39.0
745°C, 5 min	350°C, 15 min	755	567	20.5	44.7
745°C, 5 min	350°C, 30 min	762	584	19.8	44.5
745°C, 5 min	350°C, 60 min	772	589	20.7	44.3
745°C, 5 min	350°C, 120 min	755	568	19.2	44.5
745°C, 5 min	350°C, 180 min	754	562	19.5	44.3
745°C, 5 min	375°C, 15 min	754	530	18.9	45.0
745°C, 5 min	375°C, 30 min	728	526	19.3	43.7
745°C, 5 min	375°C, 60 min	749	527	19.6	43.5
745°C, 5 min	375°C, 120 min	745	533	19.1	43.7
745°C, 5 min	375°C, 180 min	747	533	19.3	43.8
745°C, 5 min	400°C, 15 min	787	558	19.6	45.2
745°C, 5 min	400°C, 30 min	790	570	19.2	45.3
745°C, 5 min	400°C, 60 min	758	538	17.9	45.0
745°C, 5 min	400°C, 120 min	793	568	18.0	45.2
745°C, 5 min	400°C, 180 min	779	554	18.5	45.0

表 8 S50C 經改良式沃斯回火熱處理後之機械性質(雙相退火 15 分鐘)

雙相退火	恆溫沃斯回火	抗拉強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	50 mm 延 伸率 (%)	表面硬度 (HR30N)
745°C, 15 min	300°C, 15 min	740	576	20.2	42.3
745°C, 15 min	300°C, 30 min	733	580	21.6	42.8
745°C, 15 min	300°C, 60 min	736	564	20.7	43.0
745°C, 15 min	300°C, 120 min	738	548	21.4	43.5
745°C, 15 min	300°C, 180 min	732	552	19.6	43.3
745°C, 15 min	325°C, 15 min	804	621	17.1	45.7
745°C, 15 min	325°C, 30 min	777	610	19.1	44.8
745°C, 15 min	325°C, 60 min	771	610	19.8	44.8
745°C, 15 min	325°C, 120 min	812	602	18.2	45.3
745°C, 15 min	325°C, 180 min	776	600	18.4	44.8
745°C, 15 min	350°C, 15 min	893	671	16.2	49.2
745°C, 15 min	350°C, 30 min	883	654	17.9	48.8
745°C, 15 min	350°C, 60 min	894	680	16.0	49.3
745°C, 15 min	350°C, 120 min	907	677	16.1	49.7
745°C, 15 min	350°C, 180 min	907	666	16.1	49.3
745°C, 15 min	375°C, 15 min	831	583	16.7	47.8
745°C, 15 min	375°C, 30 min	846	597	17.5	48.7
745°C, 15 min	375°C, 60 min	872	621	17.1	48.5
745°C, 15 min	375°C, 120 min	851	608	18.0	48.3
745°C, 15 min	375°C, 180 min	832	585	18.3	48.0
745°C, 15 min	400°C, 15 min	908	656	16.5	50.2
745°C, 15 min	400°C, 30 min	893	638	15.0	49.8
745°C, 15 min	400°C, 60 min	901	644	16.3	50.0
745°C, 15 min	400°C, 120 min	915	706	15.1	50.3
745°C, 15 min	400°C, 180 min	918	697	15.4	50.8

表 9 S50C 經改良式沃斯回火熱處理後之機械性質(雙相退火 30 分鐘)

雙相退火	恆溫沃斯回火	抗拉強度 (MPa)	降伏強度 (MPa)	50 mm 延 伸率 (%)	表面硬度 (HR30N)
745°C, 30 min	300°C, 15 min	873	649	14.9	48.3
745°C, 30 min	300°C, 30 min	880	636	15.6	48.3
745°C, 30 min	300°C, 60 min	852	632	17.2	47.2
745°C, 30 min	300°C, 120 min	871	626	16.2	48.2
745°C, 30 min	300°C, 180 min	868	633	17.4	47.7
745°C, 30 min	325°C, 15 min	967	700	15.0	50.3
745°C, 30 min	325°C, 30 min	943	695	12.5	50.5
745°C, 30 min	325°C, 60 min	934	680	14.2	50.5
745°C, 30 min	325°C, 120 min	955	703	12.8	50.8
745°C, 30 min	325°C, 180 min	977	722	13.3	51.2
745°C, 30 min	350°C, 15 min	942	701	12.5	50.0
745°C, 30 min	350°C, 30 min	975	729	14.3	50.7
745°C, 30 min	350°C, 60 min	945	701	14.1	50.2
745°C, 30 min	350°C, 120 min	943	697	14.4	50.2
745°C, 30 min	350°C, 180 min	934	699	13.2	50.3
745°C, 30 min	375°C, 15 min	915	660	15.5	50.7
745°C, 30 min	375°C, 30 min	923	667	15.0	50.8
745°C, 30 min	375°C, 60 min	926	669	16.0	51.0
745°C, 30 min	375°C, 120 min	940	686	15.4	51.0
745°C, 30 min	375°C, 180 min	920	666	16.5	51.0
745°C, 30 min	400°C, 15 min	1020	787	13.2	53.8
745°C, 30 min	400°C, 30 min	1006	770	12.6	53.8
745°C, 30 min	400°C, 60 min	996	754	12.8	53.2
745°C, 30 min	400°C, 120 min	1017	791	13.3	53.8
745°C, 30 min	400°C, 180 min	1004	775	12.6	54.0

表 10 機械構造用碳鋼之機械性質[3]

鋼種	鋼種		碳含量 ^b %	降伏強度 ^a kg/mm ²	抗拉強度 ^a kg/mm ²	伸長率 %	斷面縮率 %	衝擊值 kg·m/cm ²	硬 度 HB
	SAE	JIS							
S10C	1010	S10C	0.08-0.13	21	32	33	-	-	109-156
S15C	1015	S15C	0.13-0.18	24	38	30	-	-	111-167
S20C	1020	S20C	0.18-0.23	25	41	28	-	-	116-174
S25C	1025	S25C	0.22-0.28	27	45	27	-	-	123-183
S30C	1030	S30C	0.27-0.33	29 (34)	48 (55)	25 (23)	- (57)	- (11)	137-197 (152-212)
S35C	1035	S35C	0.32-0.38	31 (40)	52 (58)	23 (22)	- (55)	- (10)	149-207 (167-235)
S40C	1040	S40C	0.37-0.43	33 (45)	55 (62)	22 (20)	- (50)	- (9)	156-217 (179-255)
S45C	1045	S45C	0.42-0.48	35 (50)	58 (70)	20 (17)	- (45)	- (8)	167-229 (201-269)
S50C	1050	S50C	0.47-0.53	37 (55)	62 (75)	18 (15)	- (40)	- (7)	179-235 (212-277)
S55C	1055	S55C	0.52-0.58	40 (60)	66 (80)	15 (14)	- (35)	- (6)	183-255 (229-285)

註：a. 表列為正常化之最小值，而括號內則為淬火、回火之最小值。

b. 除碳外，S10C-S25C，含錳0.30-0.60%；S30C-S55C，含錳0.60-0.90%；其它元素則

Si 0.15-0.35%，P ≤ 0.030%；S ≤ 0.035%，Cu < 0.30%。

c. 1 kg/mm² = 9.8 MPa。

表 11 熱處理低合金鋼之成份及機械性質[3]

鋼	種		成份 ^b (%)					熱處理		降伏強度 kg/mm ²	抗拉強度 kg/mm ²	伸長率 %	斷面縮率 %	衝擊值 kg·m/cm ²	硬度 HB	
	CNS	AISI	JIS	C	Mn	Ni	Cr	Mo	淬火 °C							回火 °C
Cr	S30	5130	SCr 430	0.28~0.33	0.60~0.85	≤0.25	0.90~1.20	—	830~880 油冷	550~650 急冷	65	80	18	55	9	229~285
	S40	5140	SCr 440	0.38~0.43	0.60~0.85	≤0.25	0.90~1.20	—	830~880 油冷	550~650 急冷	80	95	13	45	6	269~321
Ni Cr 鋼	S35	3135	SNC 236	0.32~0.40	0.50~0.80	1.00~1.50	0.50~0.90	—	820~880 油冷	550~650 急冷	60	75	22	50	12	212~255
	S30	4130	SCM 430	0.28~0.33	0.60~0.85	≤0.25	0.90~1.20	0.15~0.30	830~880 油冷	550~650 急冷	70	85	18	50	9	255~321
Cr Mo 鋼	S40	4140	SCM 440	0.38~0.43	0.60~0.85	≤0.25	0.90~1.20	0.15~0.30	830~880 油冷	550~650 急冷	85	100	12	40	4	285~341
	S40	8640	SNCM 240	0.38~0.43	1.00	0.40~0.70	0.40~0.65	0.15~0.30	820~870 油冷	580~680 急冷	80	90	17	50	7	255~311
Ni Cr Mo 鋼	S40	4340	SNCM 439	0.36~0.43	0.60~0.90	1.60~2.00	0.60~1.00	0.15~0.30	820~870 油冷	580~680 急冷	90	100	16	45	7	293~352

註：a. 機械性質所列為最小值，強度所用單位 1 kg/mm² = 9.8 MPa。

b. 雜質元素 Si 0.15~0.35%，P ≤ 0.030%，S ≤ 0.030%，Cu ≤ 0.30%。

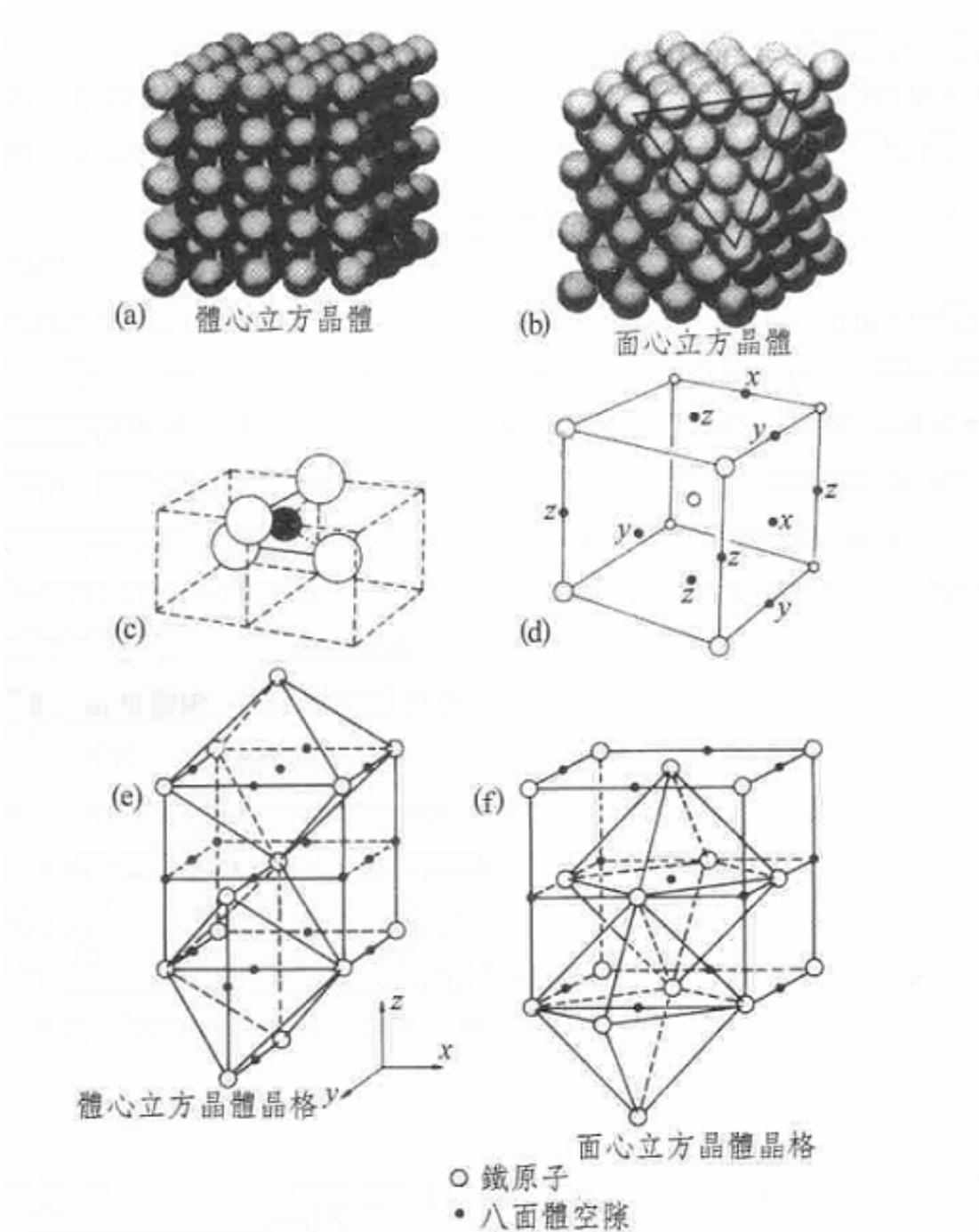


圖 1 (a)體心立方結構; (b)面心立方結構; (c)體心立方結構內之四面體空隙; (d) (e)體心立方結構內之八面體空隙; (f)面心立方結構內之八面體空隙[2]。

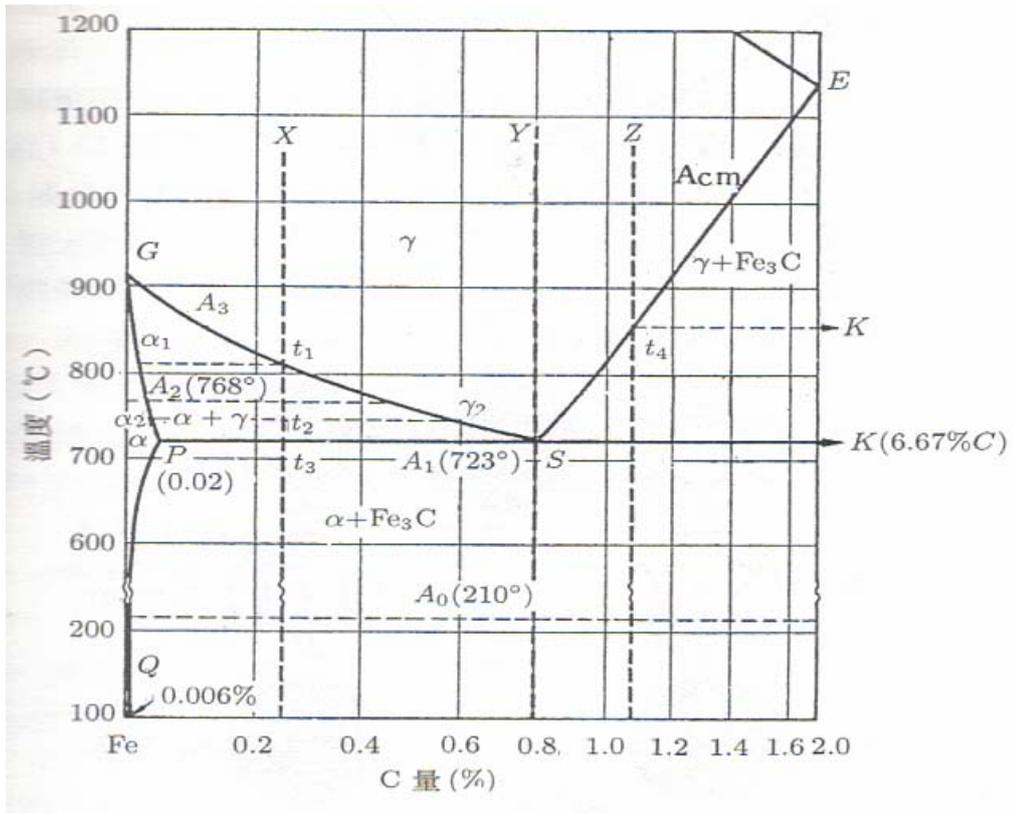


圖 2 Fe-C 系平衡狀態圖[4]。

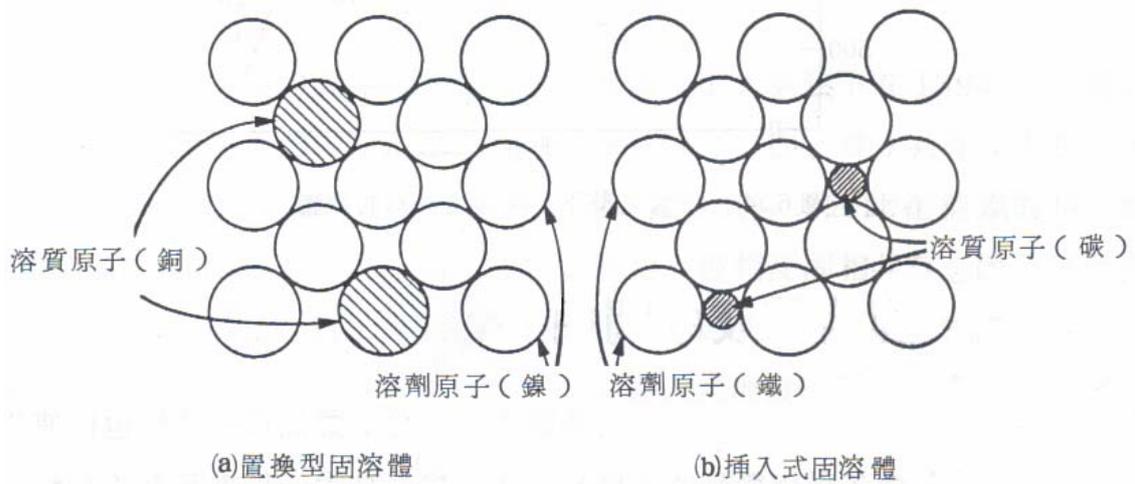


圖 3 固溶體的兩種基本型式[3]。

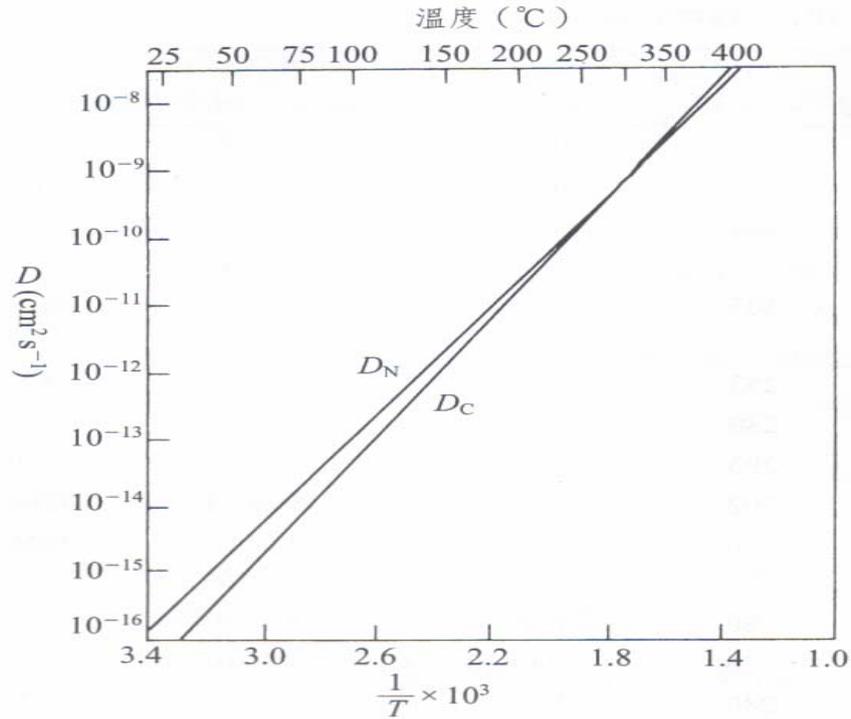


圖 4 α 鐵中碳擴散係數(D_C)及氮擴散係數(D_N)對溫度的關係圖， T 是絕對溫度[2]。

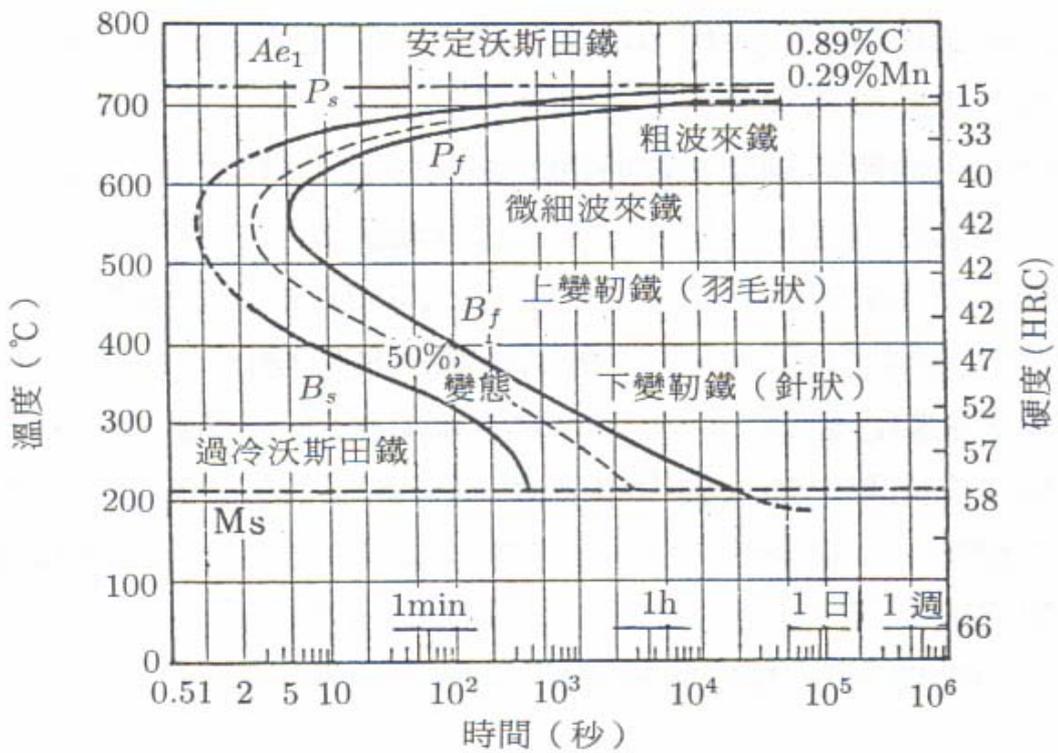


圖 5 共析鋼之時間-溫度-相變態(TTT)圖[4]。

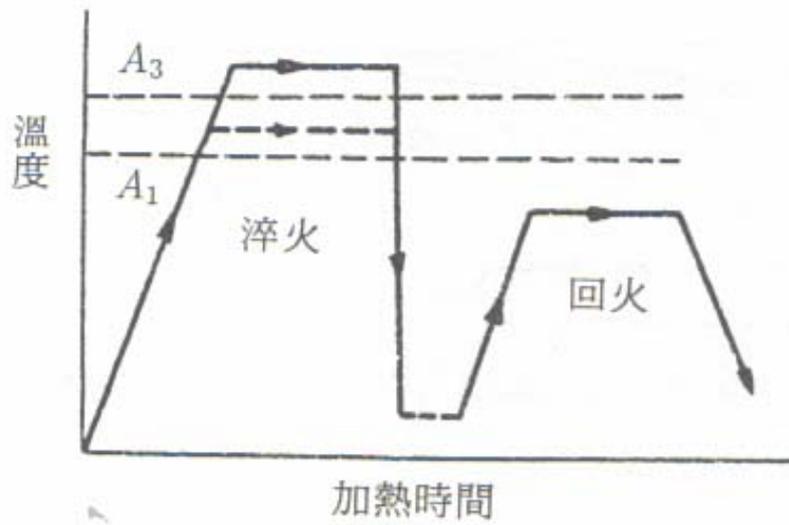


圖 6 淬火和回火的作業方法[4]。

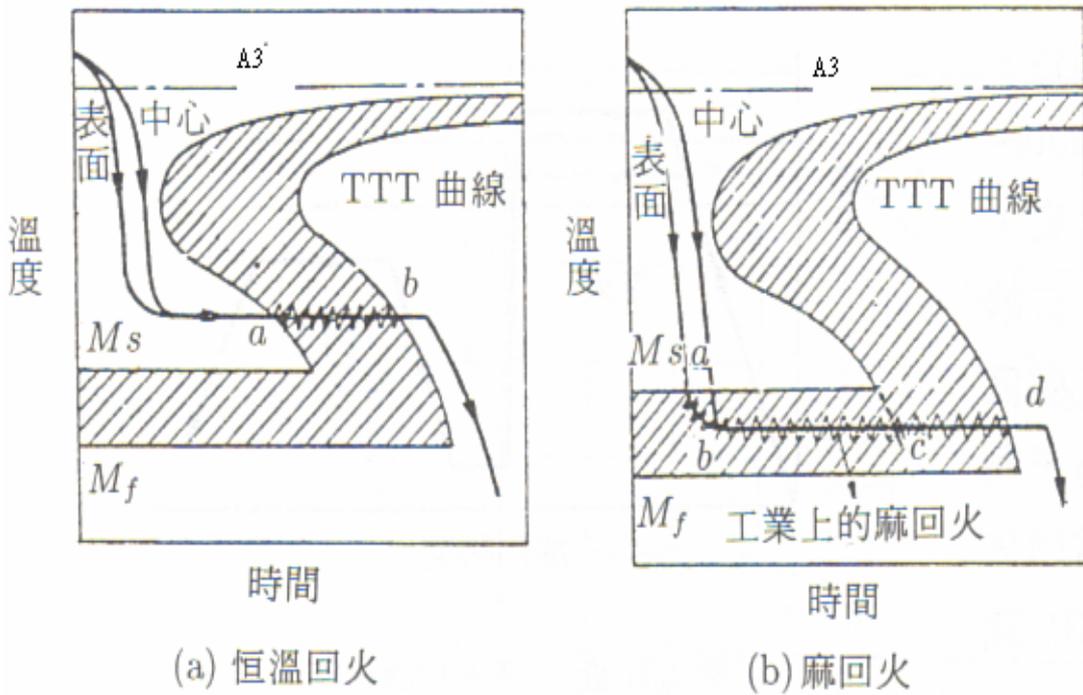


圖 7 沃斯回火熱處理：(a) 恆溫回火；(b) 麻回火[4]。

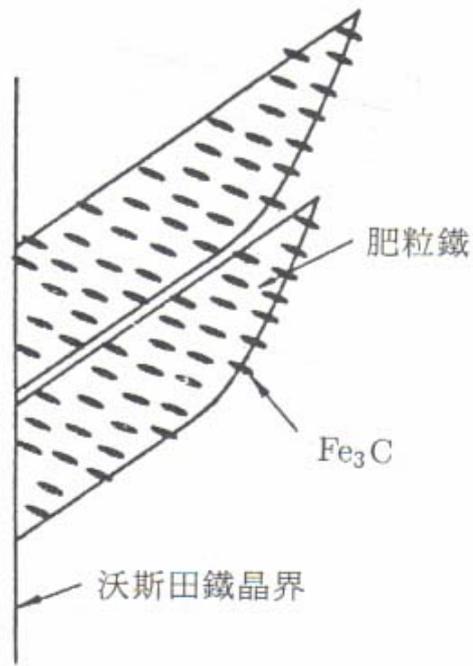


圖 8 下變韌鐵組織[4]。

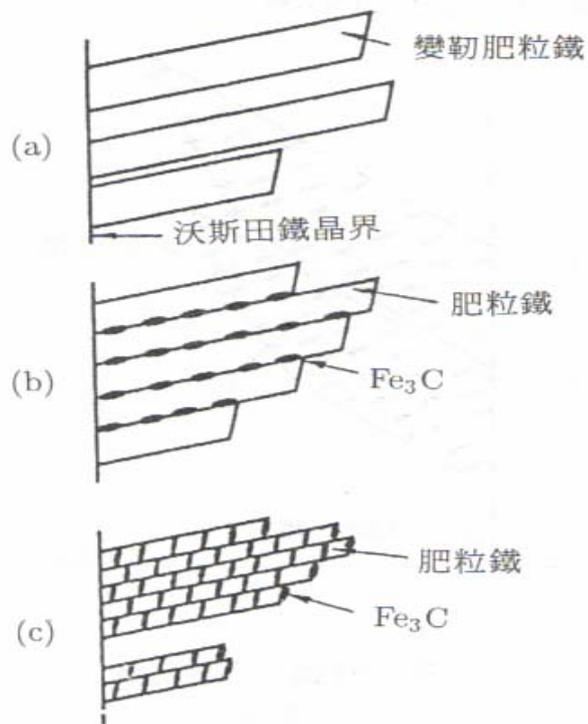


圖 9 上變韌鐵的三個形態[4]。

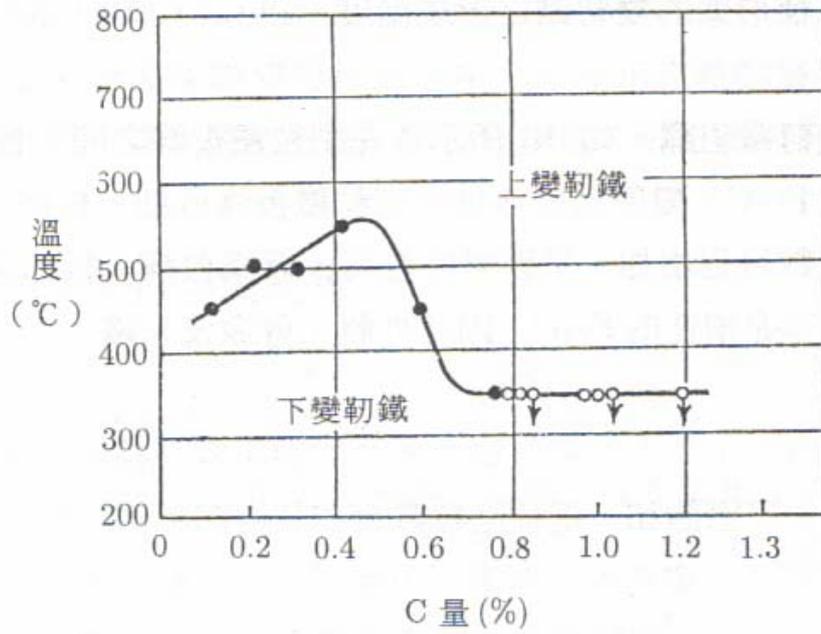


圖 10 上變韌鐵與下變韌鐵的臨界溫度與含碳量的關係圖[4]。

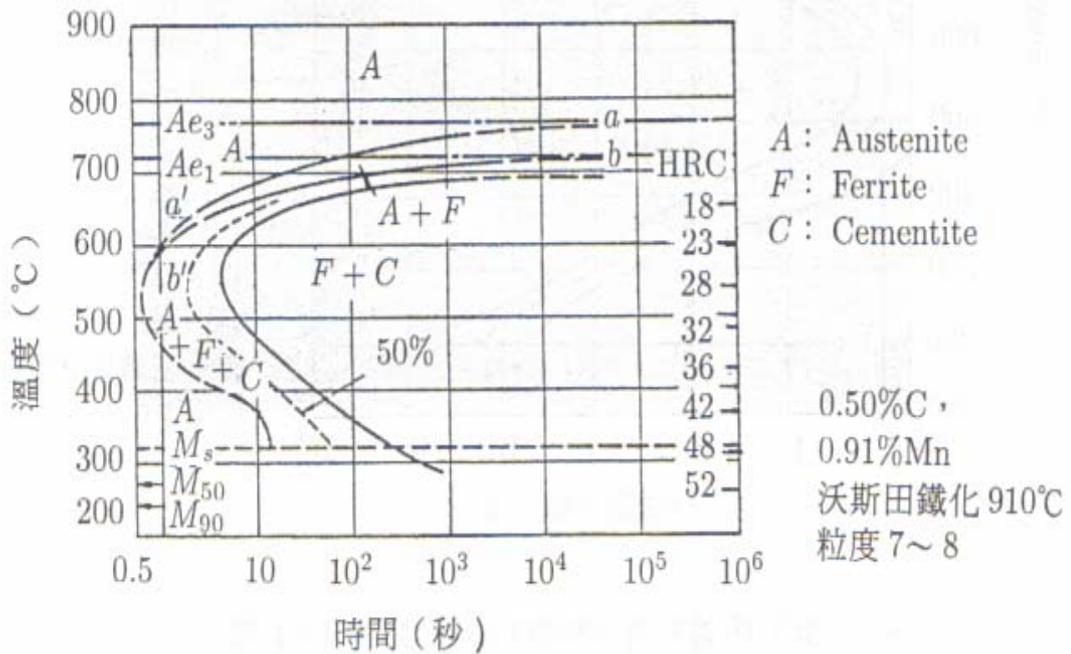
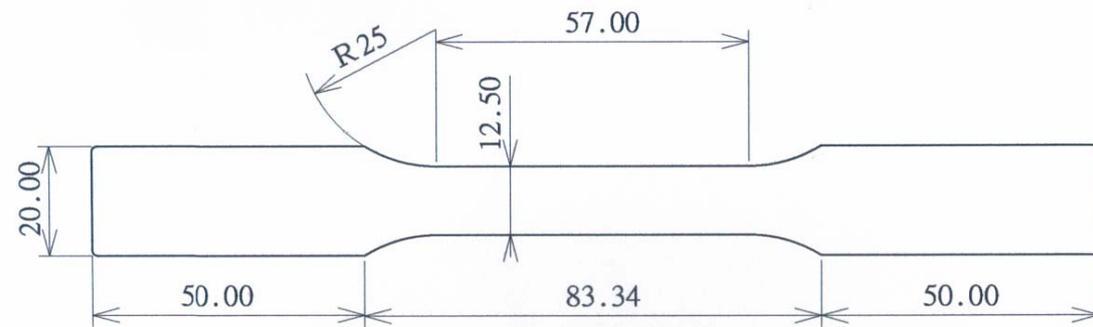
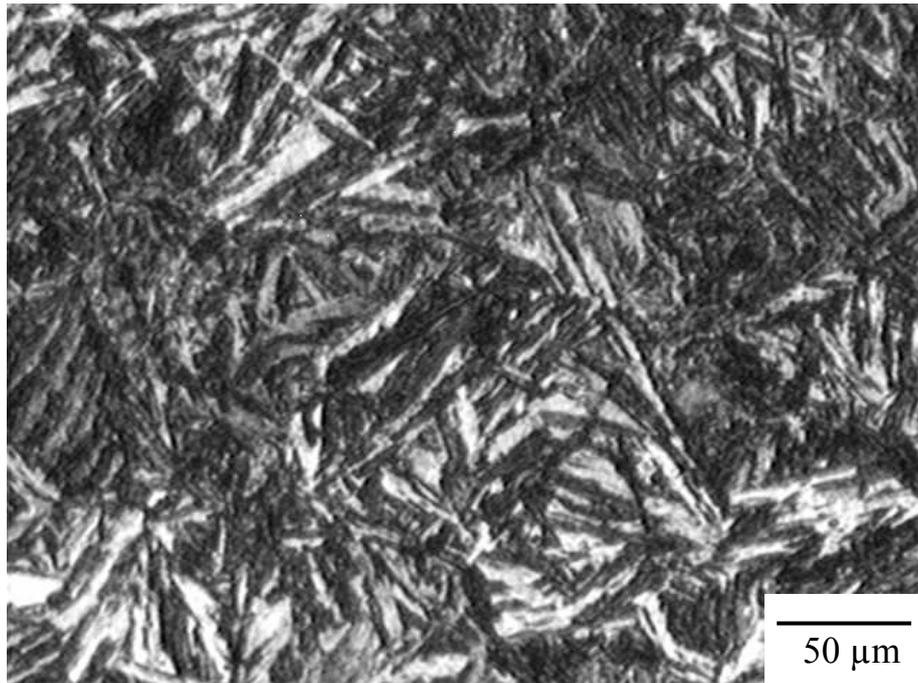


圖 11 含碳量 0.50 wt% 的恆溫變態圖(TTT 圖)[4]。

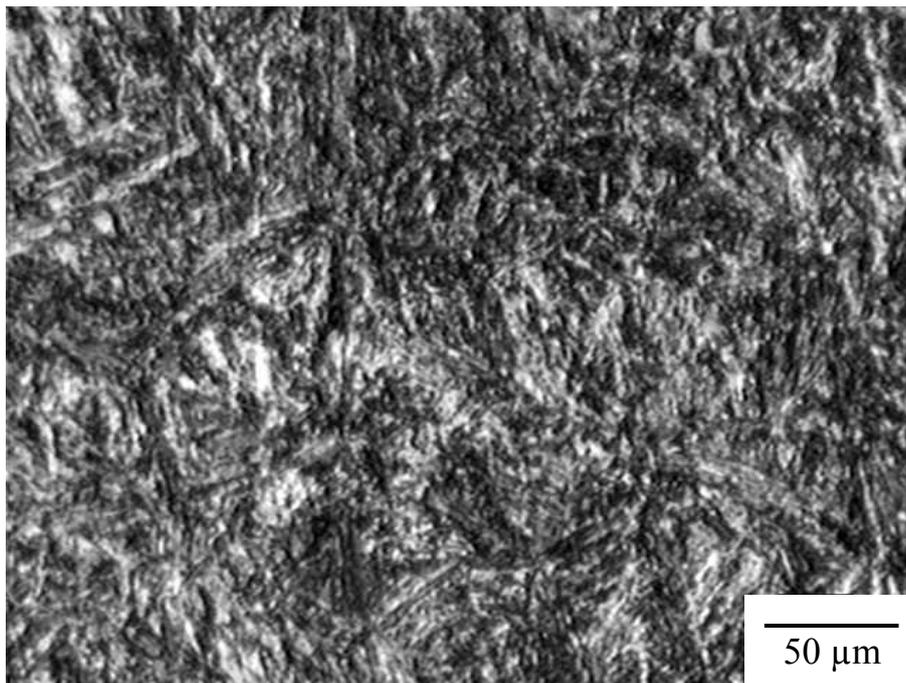


單位: mm

圖 12 S50C 平板拉伸試片尺寸圖（試片厚度為 1.6 mm）。

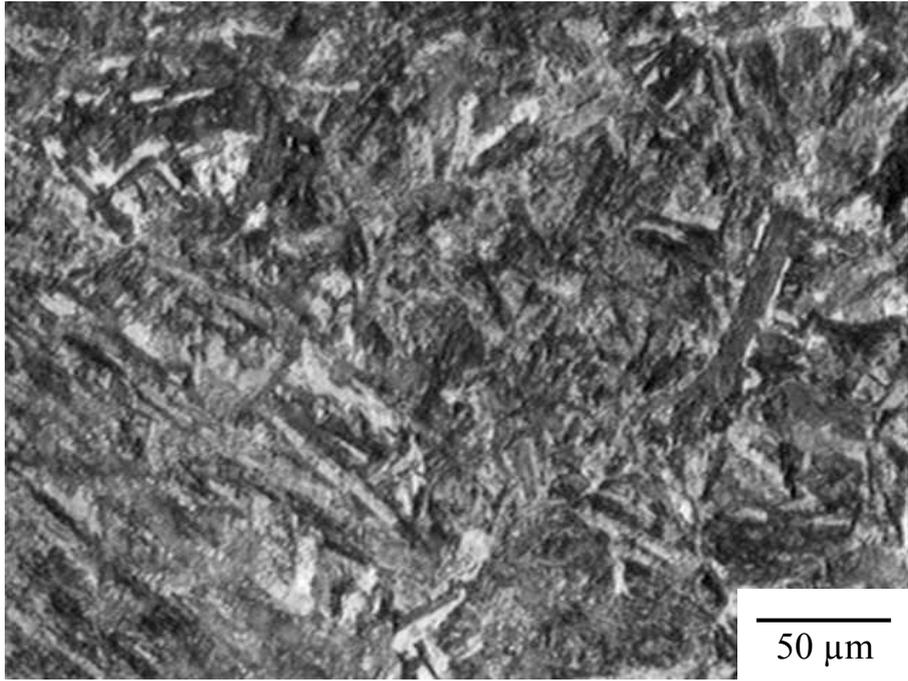


(a)

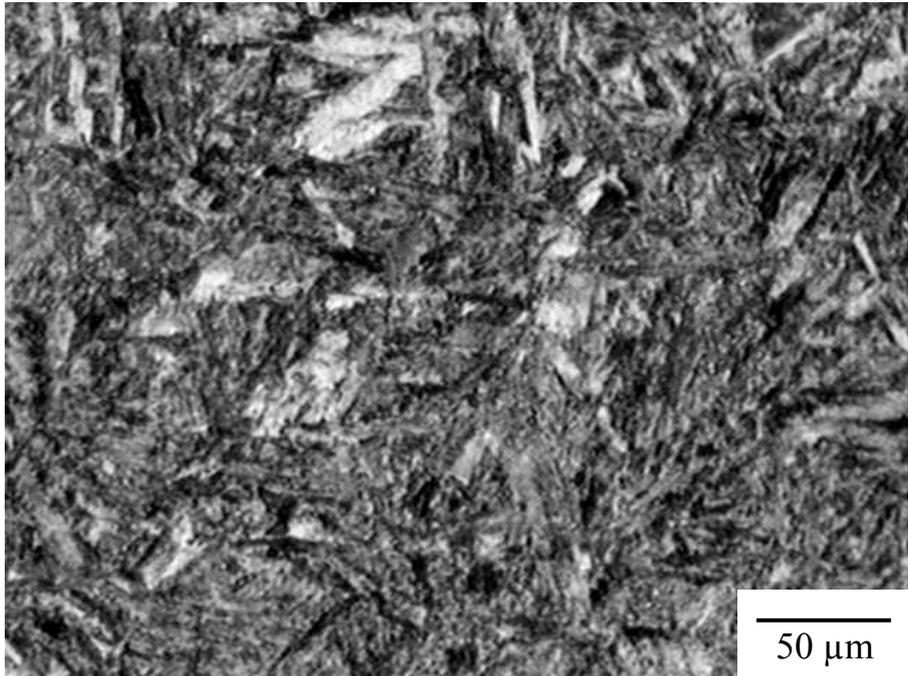


(b)

圖 13 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下之 500 倍光學顯微組織：(a) 300°C、30 分鐘；(b) 300°C、120 分鐘；(c) 325°C、30 分鐘；(d) 325°C、120 分鐘；(e) 350°C、30 分鐘；(f) 350°C、120 分鐘；(g) 375°C、30 分鐘；(h) 375°C、120 分鐘；(i) 400°C、30 分鐘；(j) 400°C、120 分鐘。

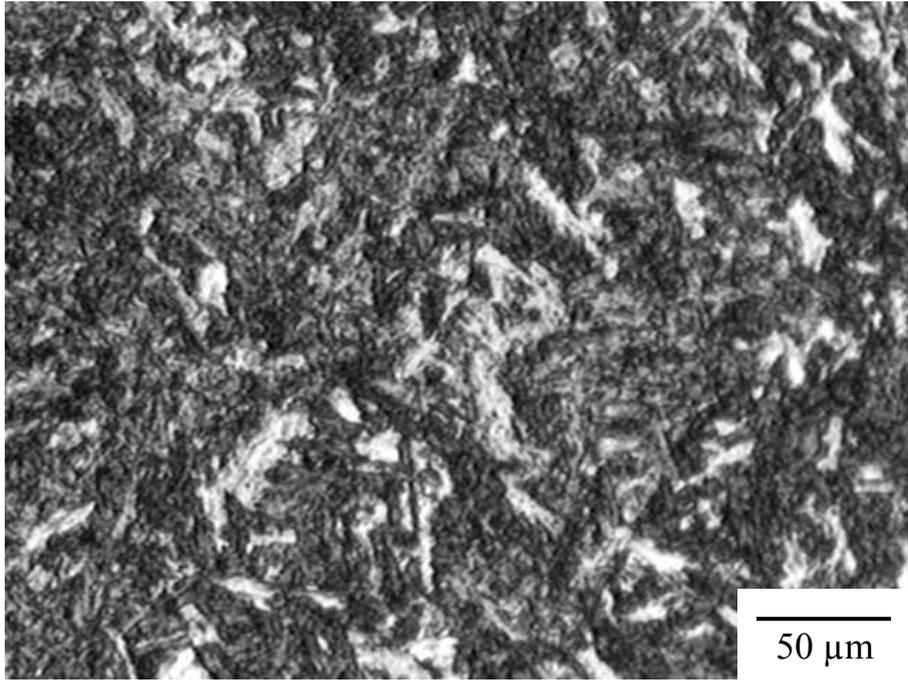


(c)

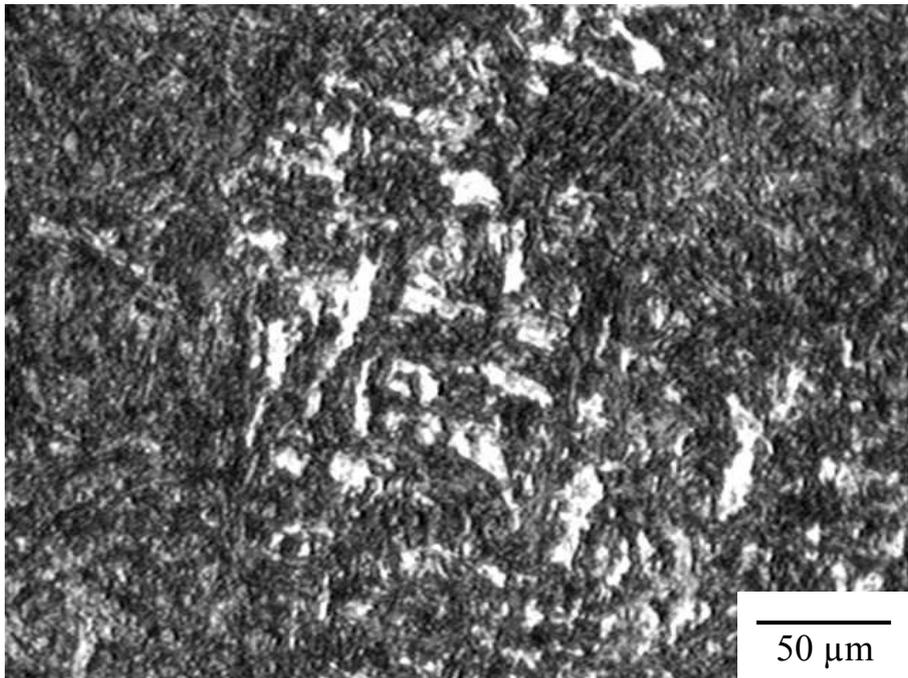


(d)

圖 13 (續)

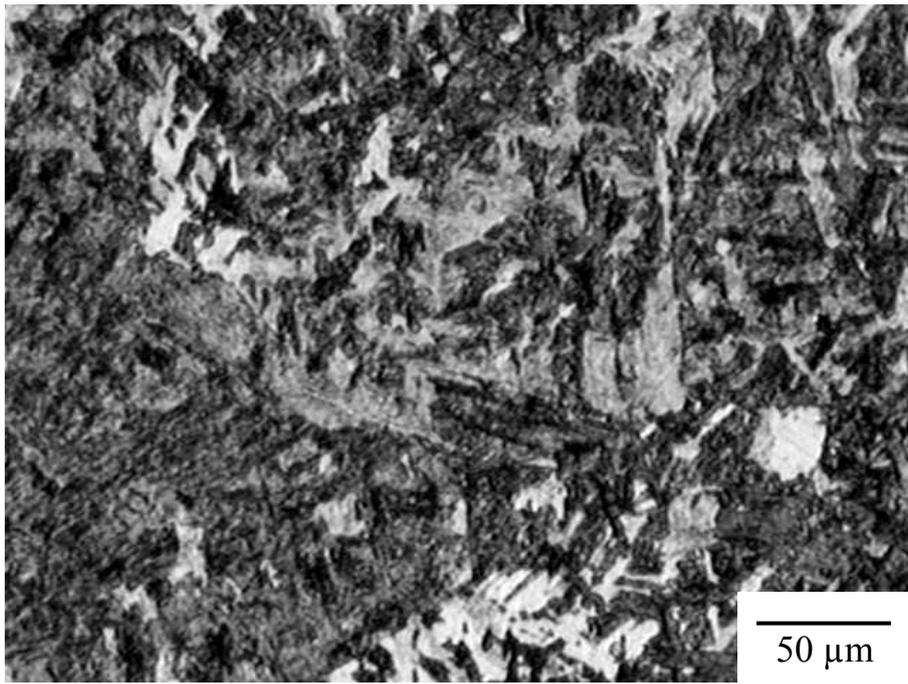


(e)

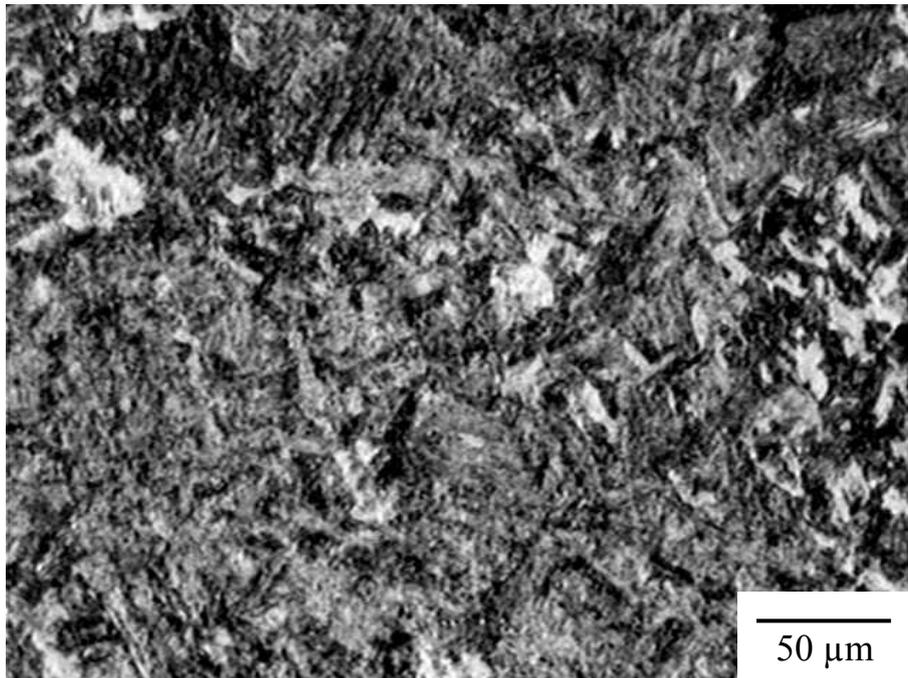


(f)

圖 13 (續)

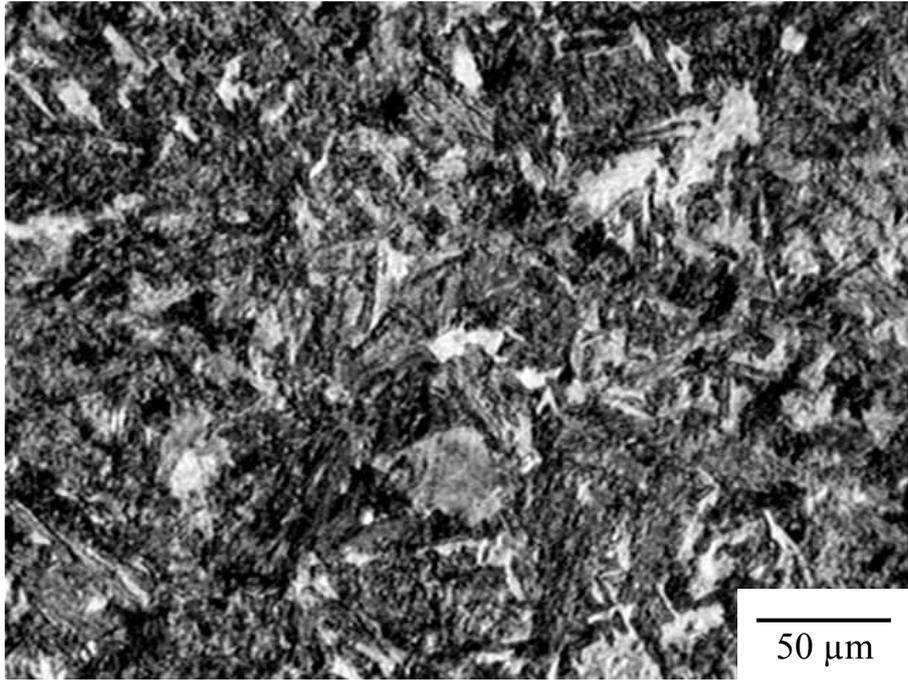


(g)

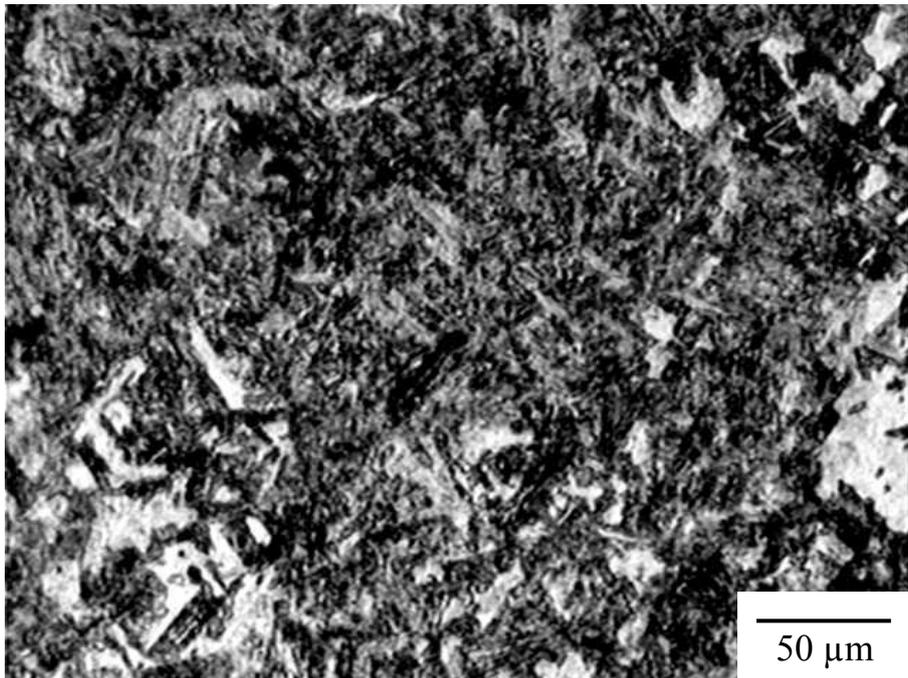


(h)

圖 13 (續)

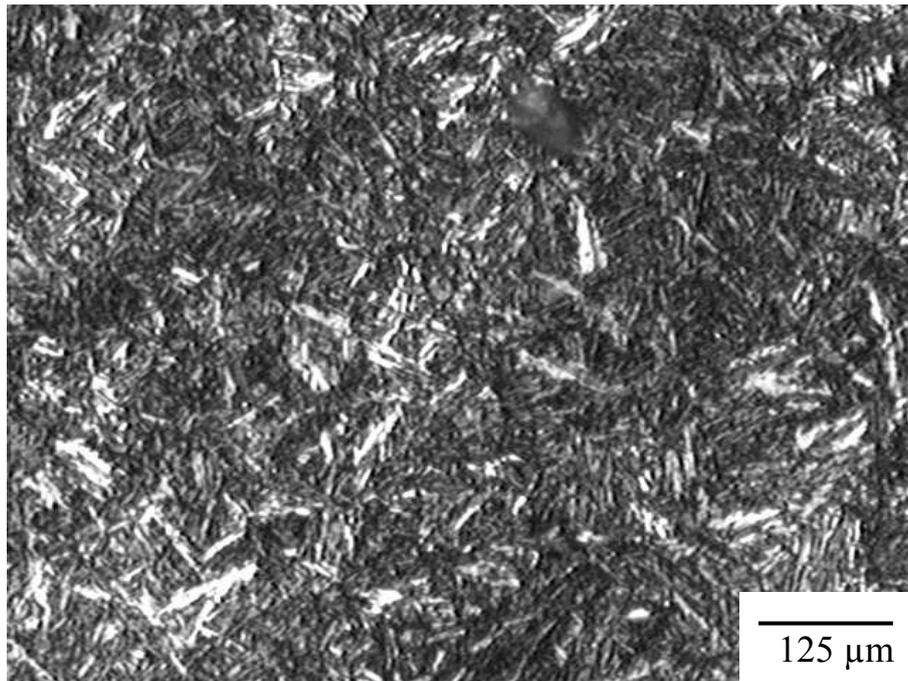


(i)

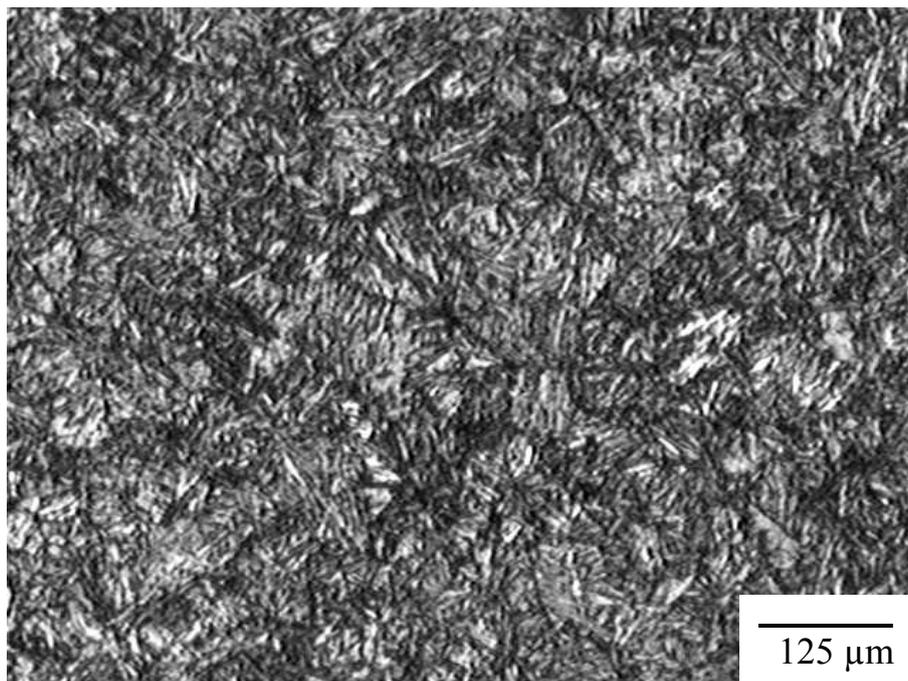


(j)

圖 13 (續)

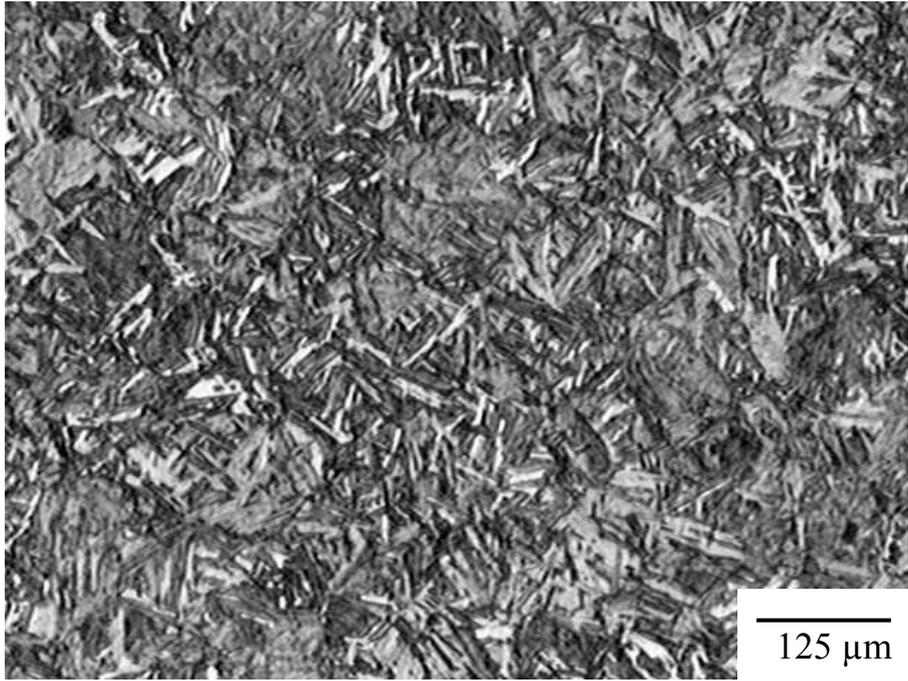


(a)

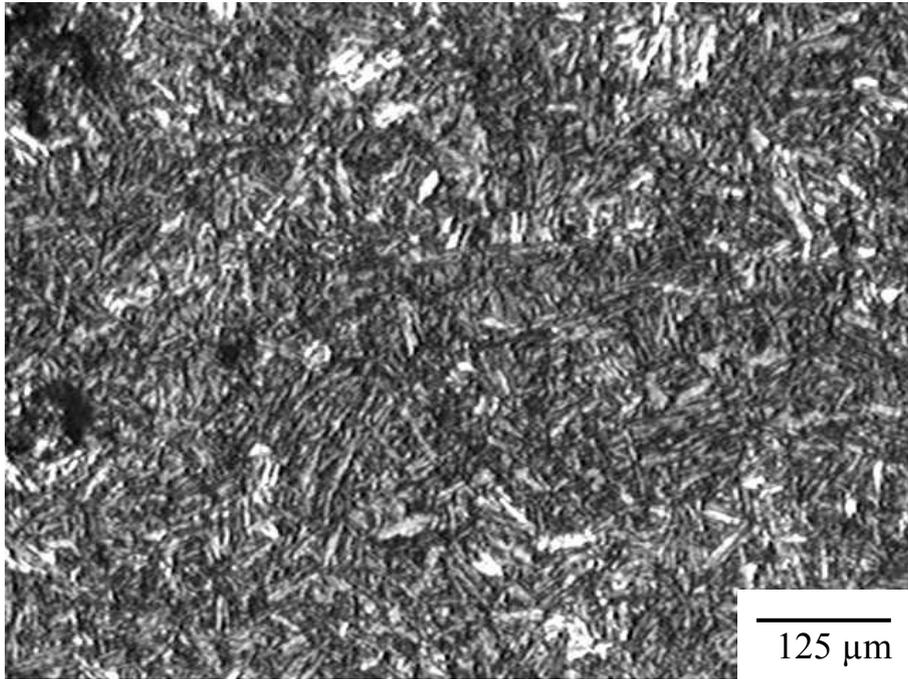


(b)

圖 14 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下之 200 倍光學顯微組織：(a) 300°C、30 分鐘；(b) 300°C、120 分鐘；(c) 325°C、30 分鐘；(d) 325°C、120 分鐘；(e) 350°C、30 分鐘；(f) 350°C、120 分鐘；(g) 375°C、30 分鐘；(h) 375°C、120 分鐘；(i) 400°C、30 分鐘；(j) 400°C、120 分鐘。

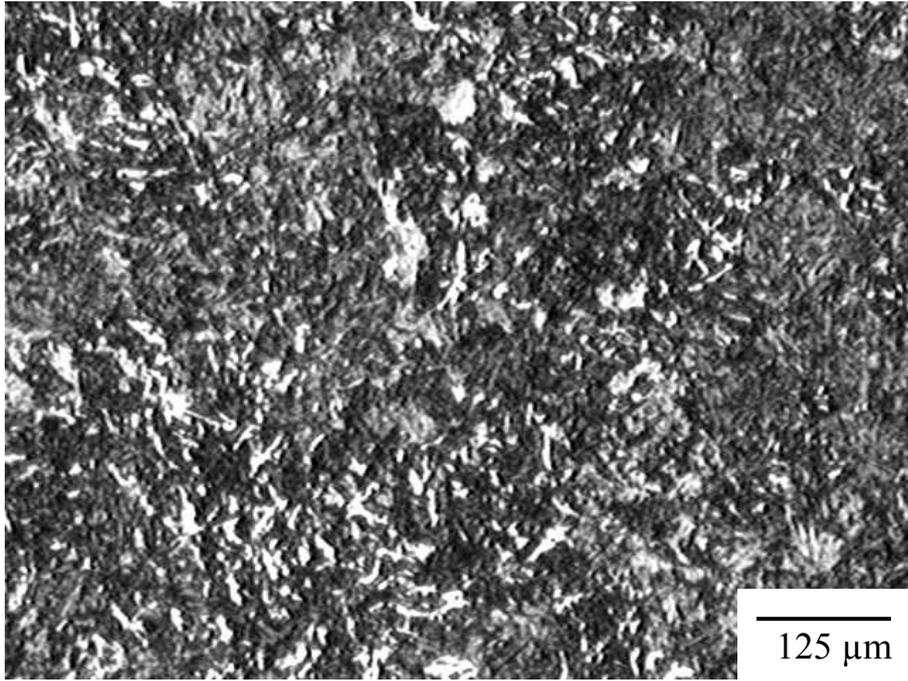


(c)

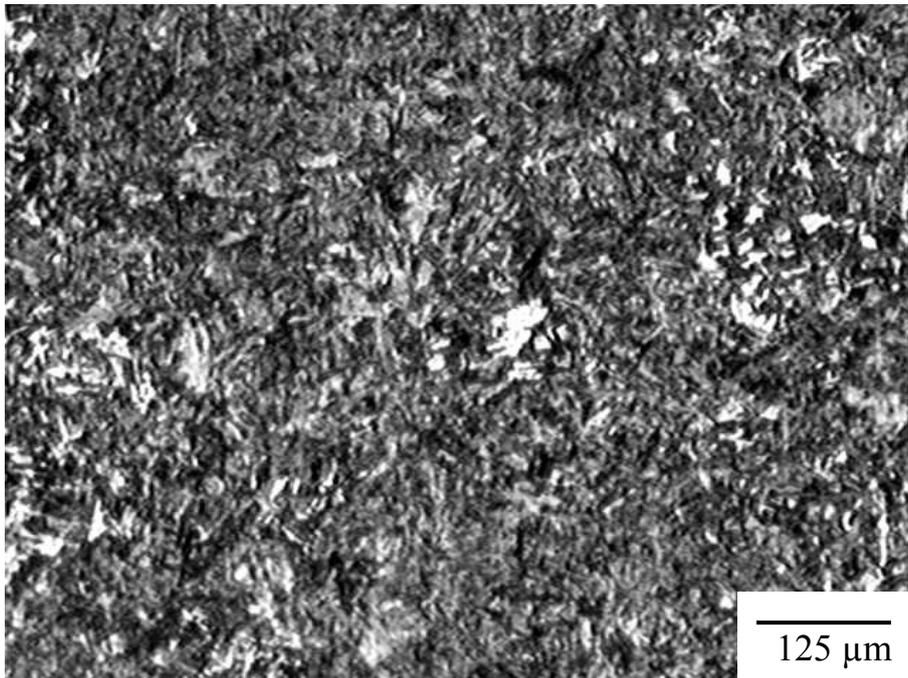


(d)

圖 14 (續)

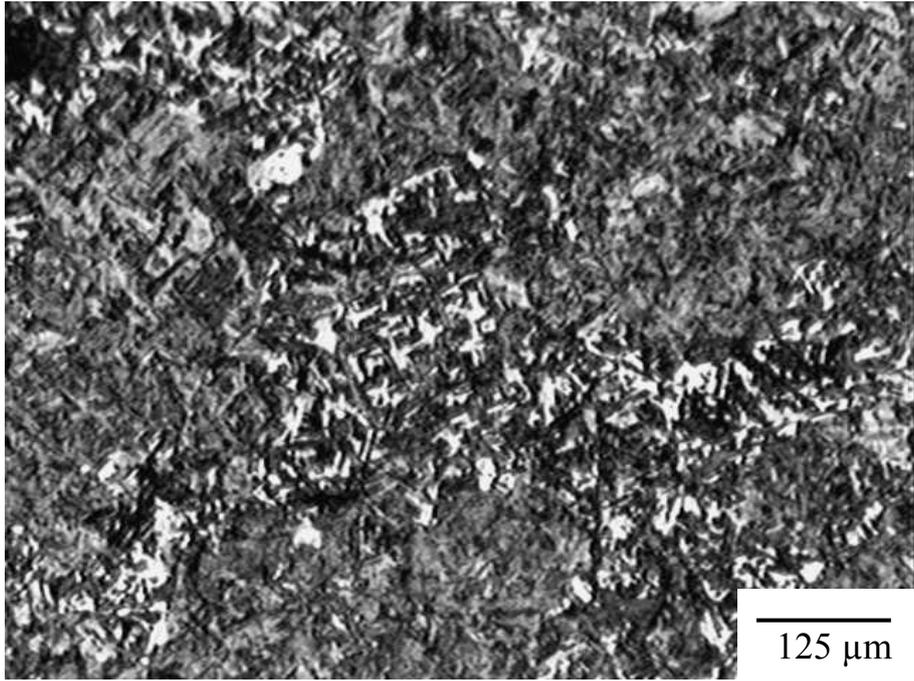


(e)

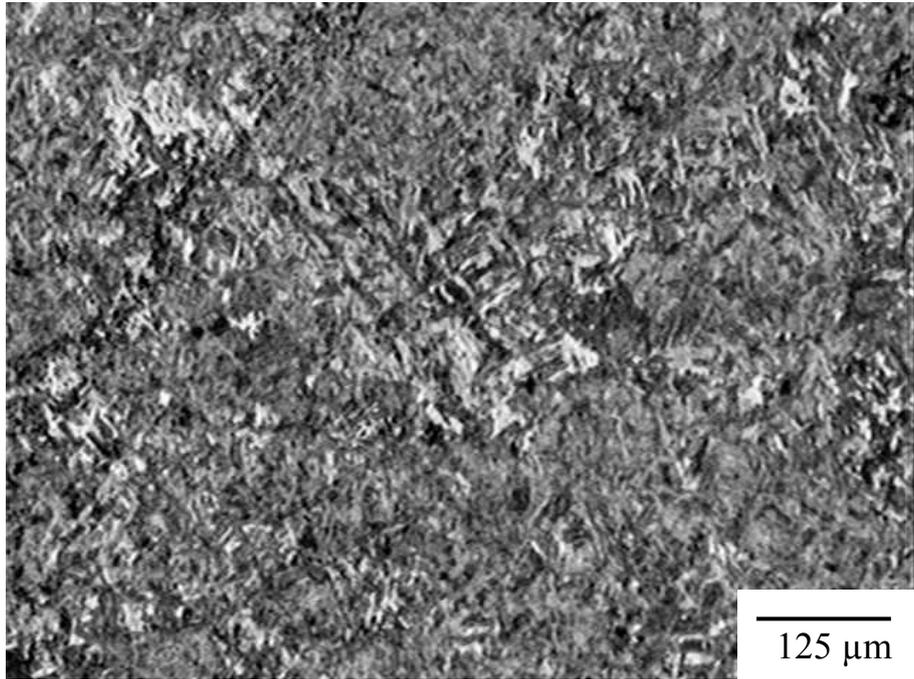


(f)

圖 14 (續)

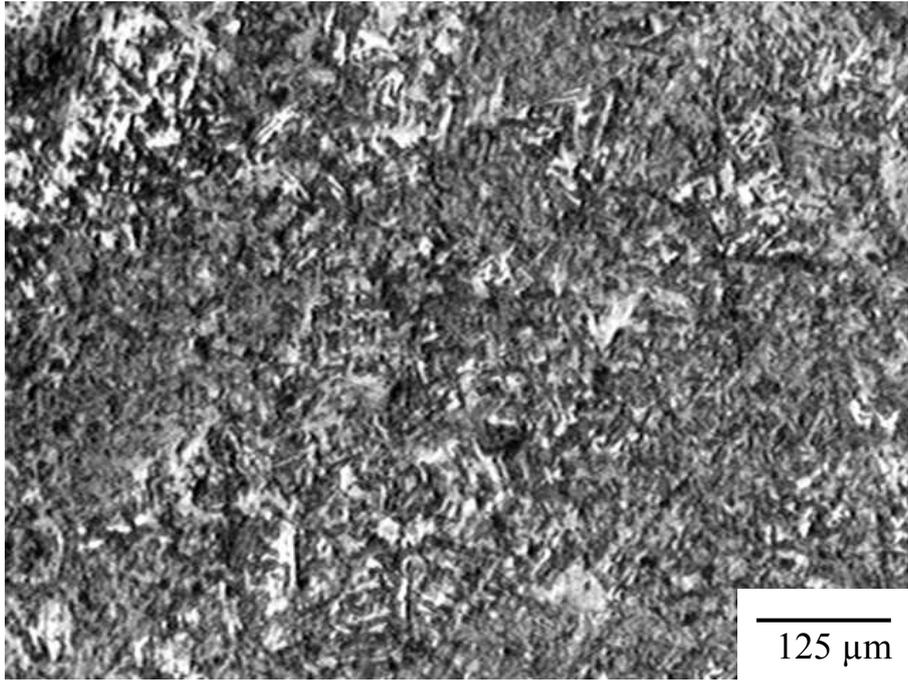


(g)

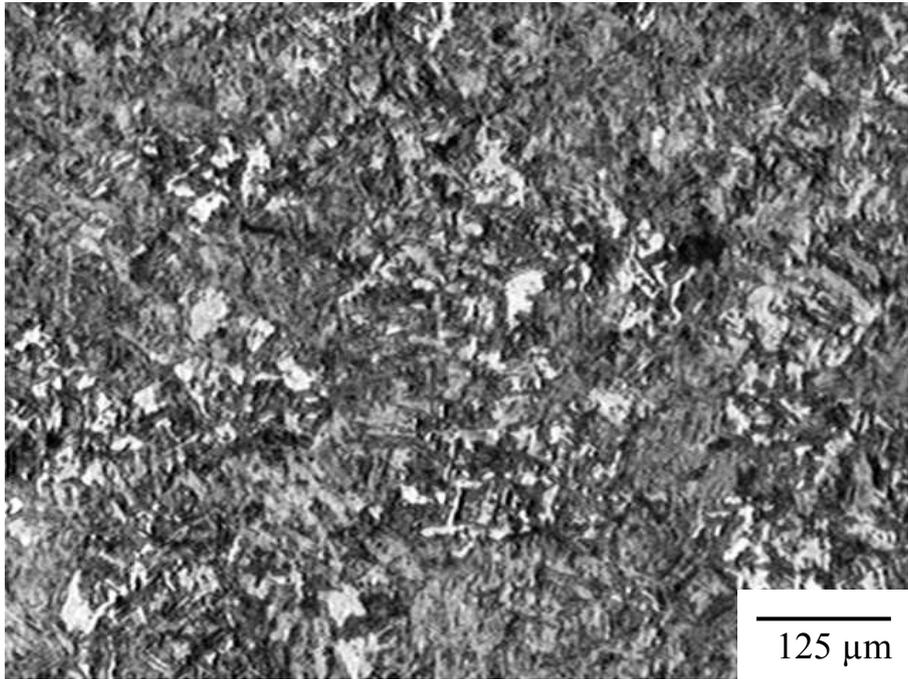


(h)

圖 14(續)



(i)



(j)

圖 14(續)

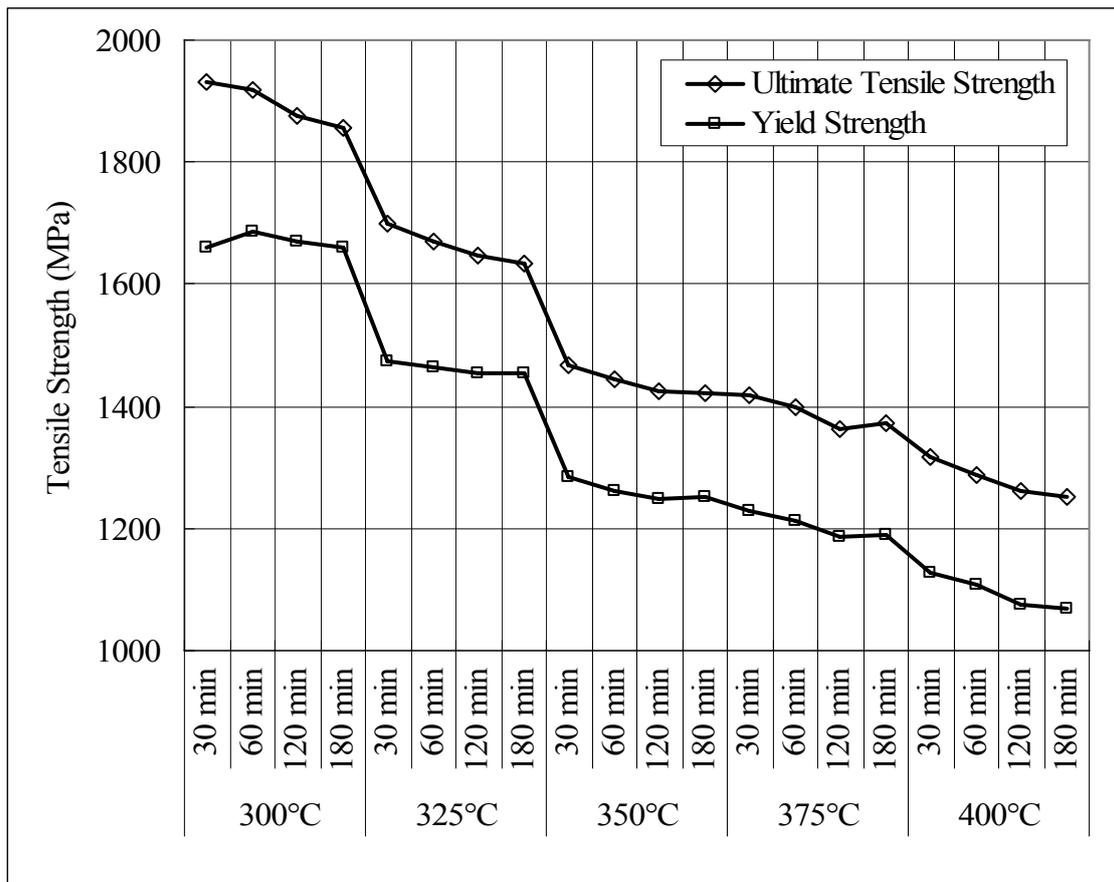


圖 15 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下拉伸強度與降伏強度。

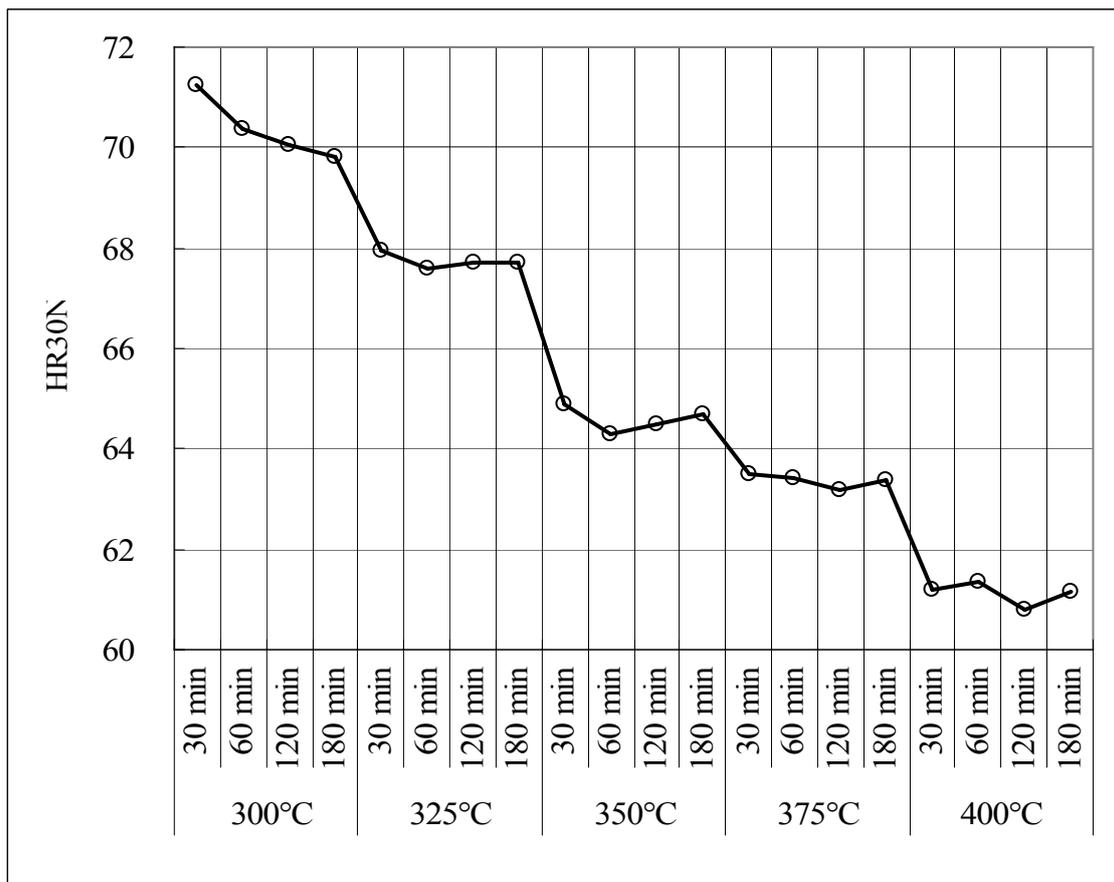


圖 16 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下之洛氏 30N 表面硬度。

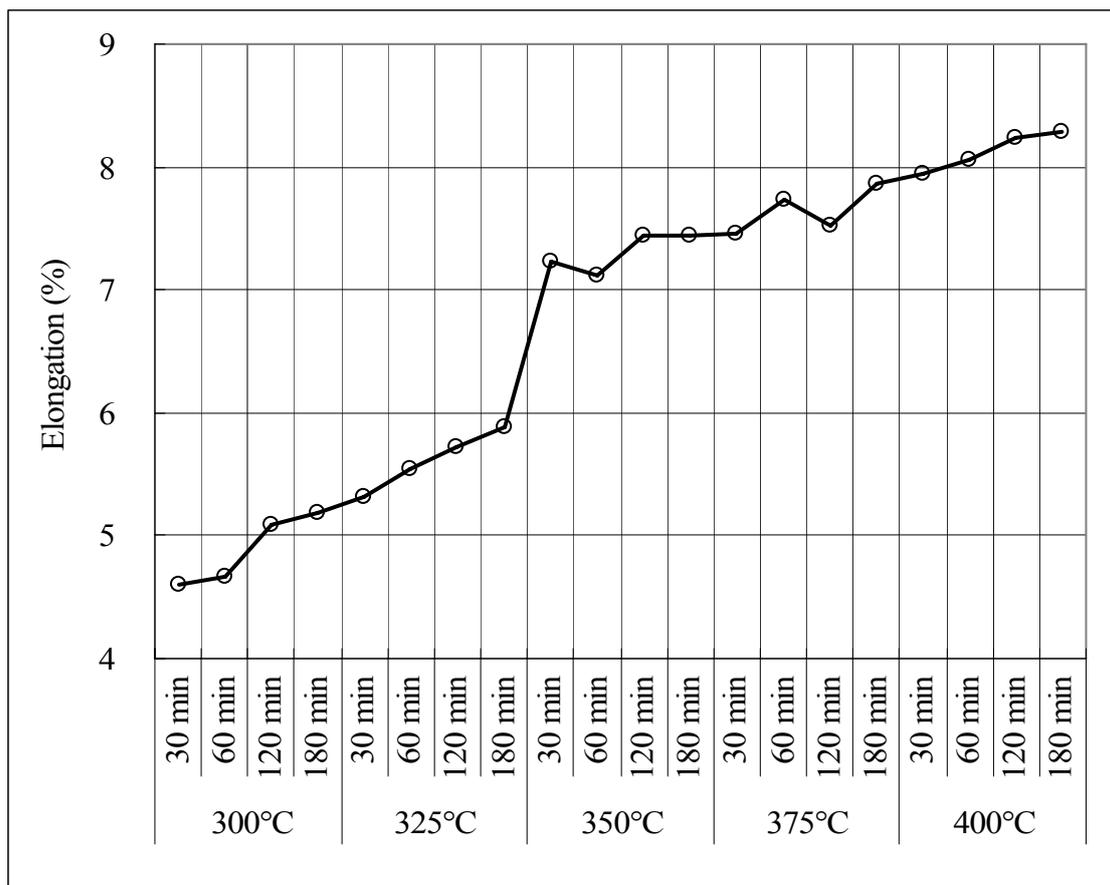
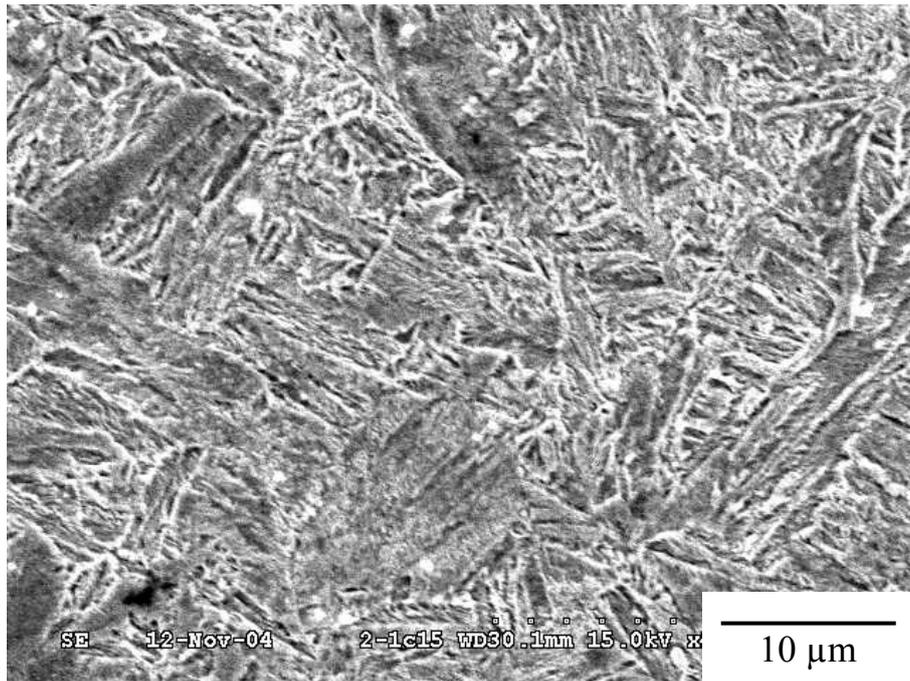
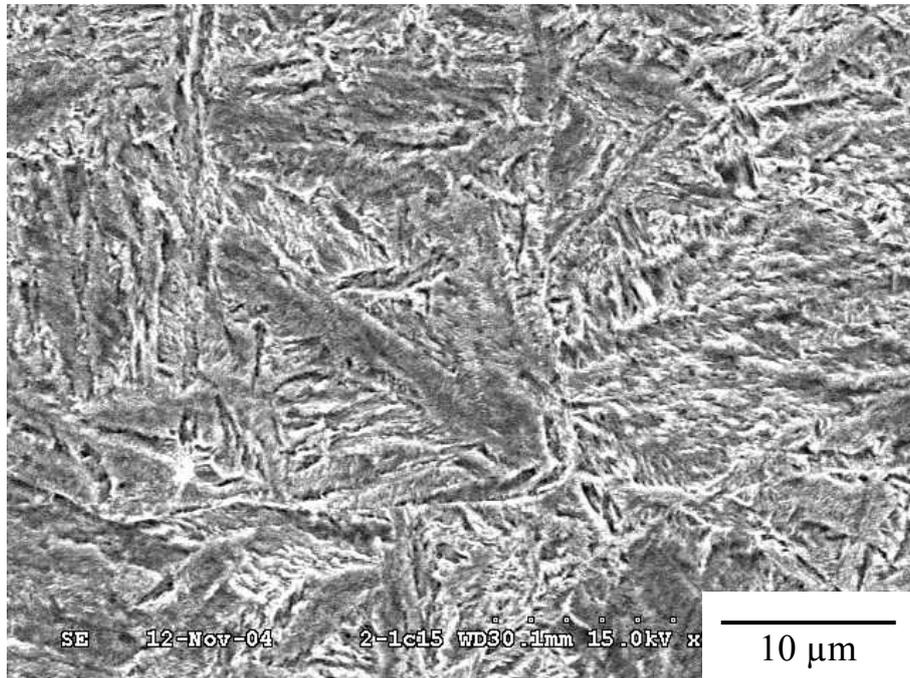


圖 17 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在不同恆溫回火條件下之 50 mm 延伸率。

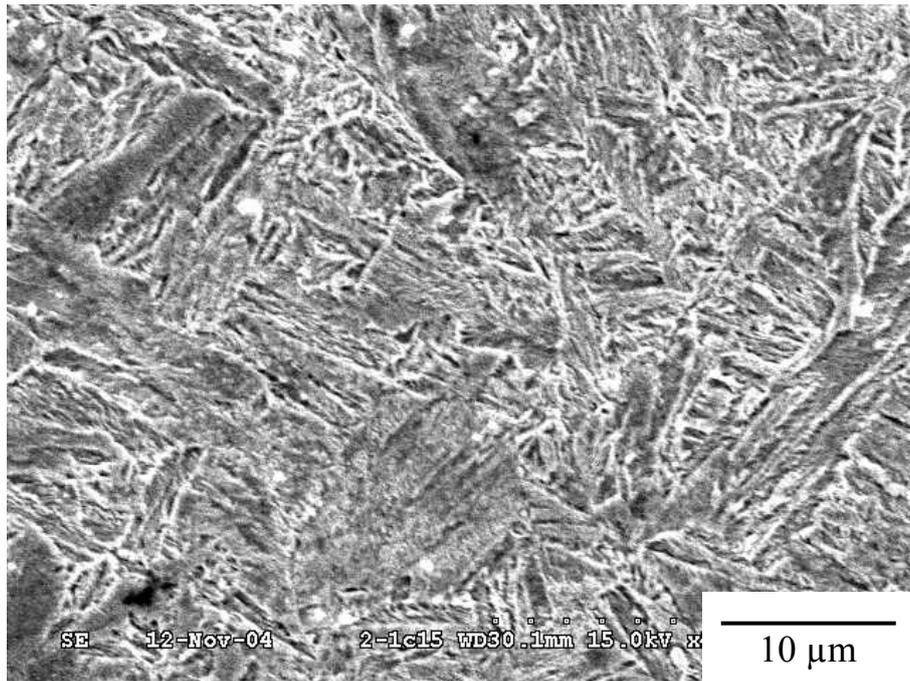


(a)

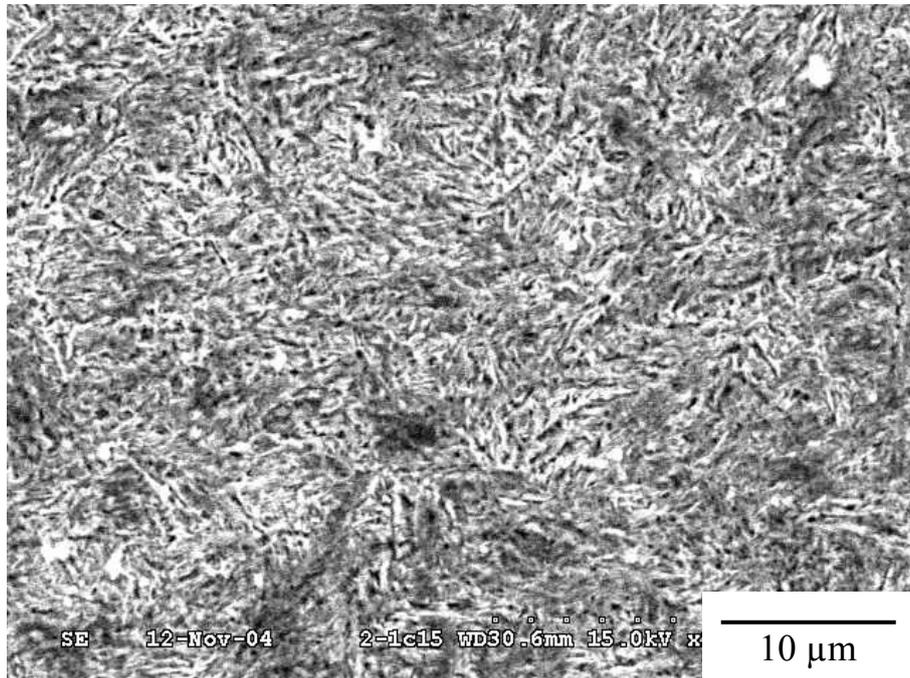


(b)

圖 18 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 325°C、30 分鐘及 (b) 325°C、180 分鐘恆溫回火處理後之 2500 倍 SEM 微結構圖。

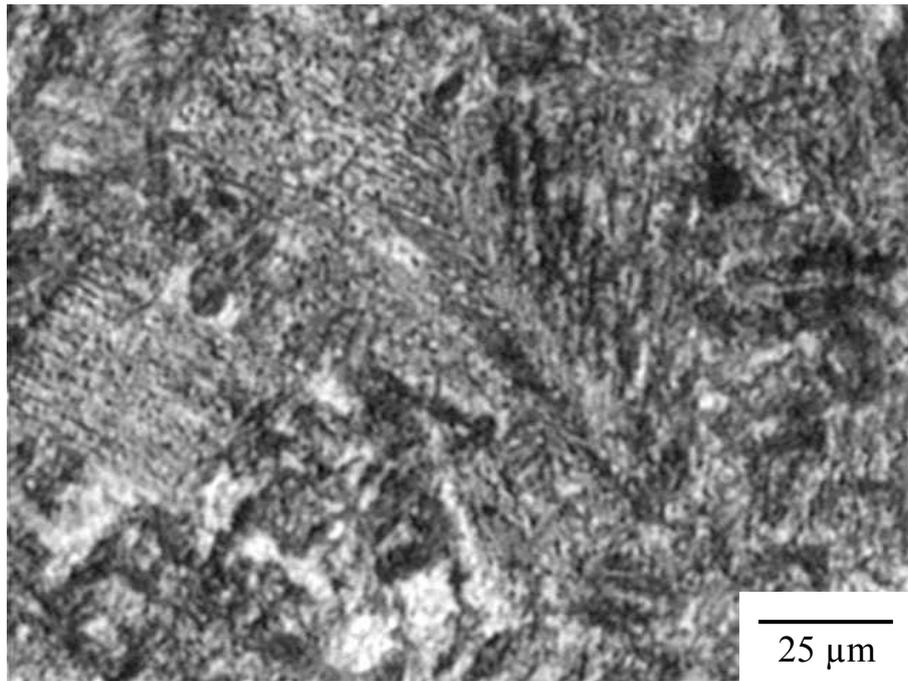


(a)

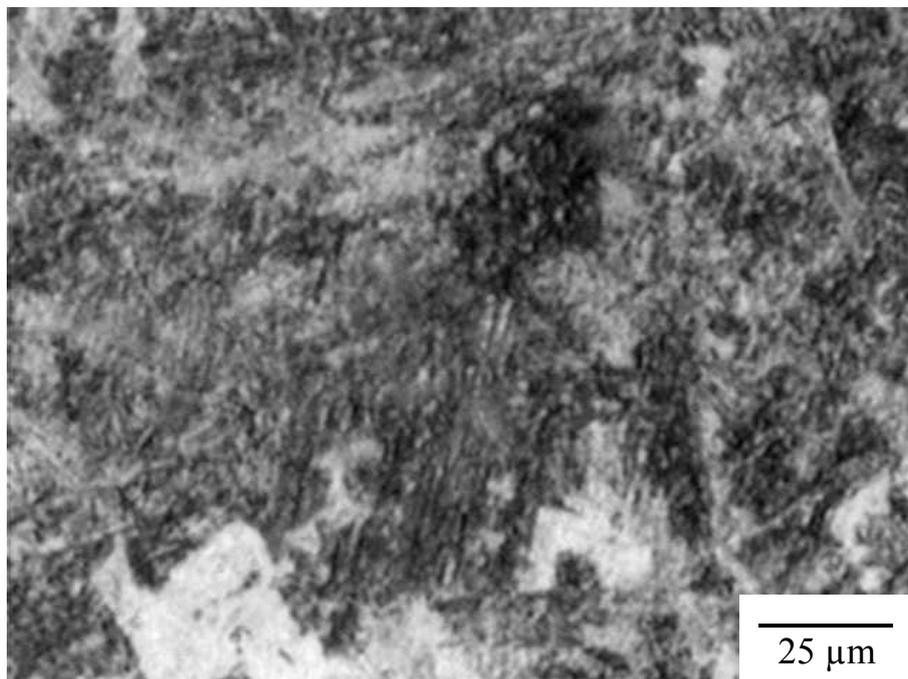


(b)

圖 19 S50C 經 900°C、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 325°C、30 分鐘及 (b) 350°C、30 分鐘恆溫回火處理後之 2500 倍 SEM 微結構圖。

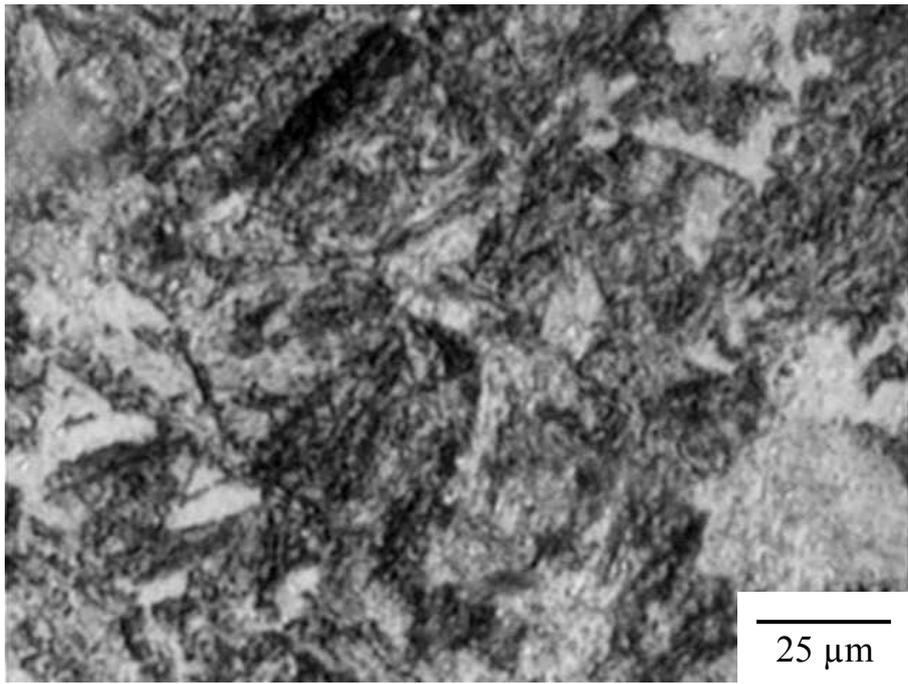


(a)



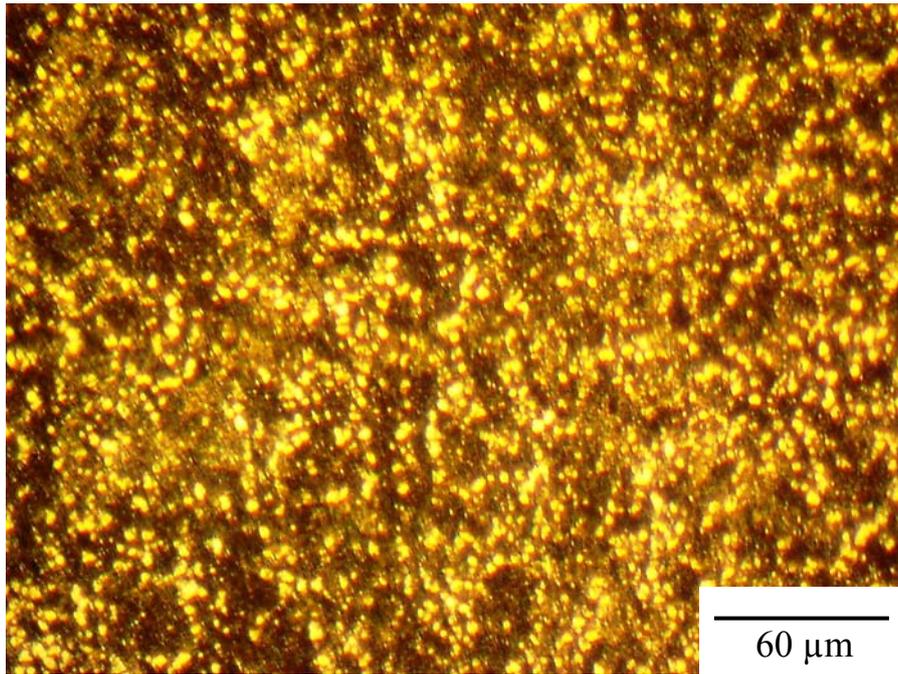
(b)

圖 20 S50C 經 900°C 、60 分鐘沃斯田鐵化後，在 (a) 350°C 、180 分鐘、(b) 375°C 、180 分鐘及 (c) 400°C 、180 分鐘恆溫回火處理後之 1000 倍光學顯微組織結構圖。

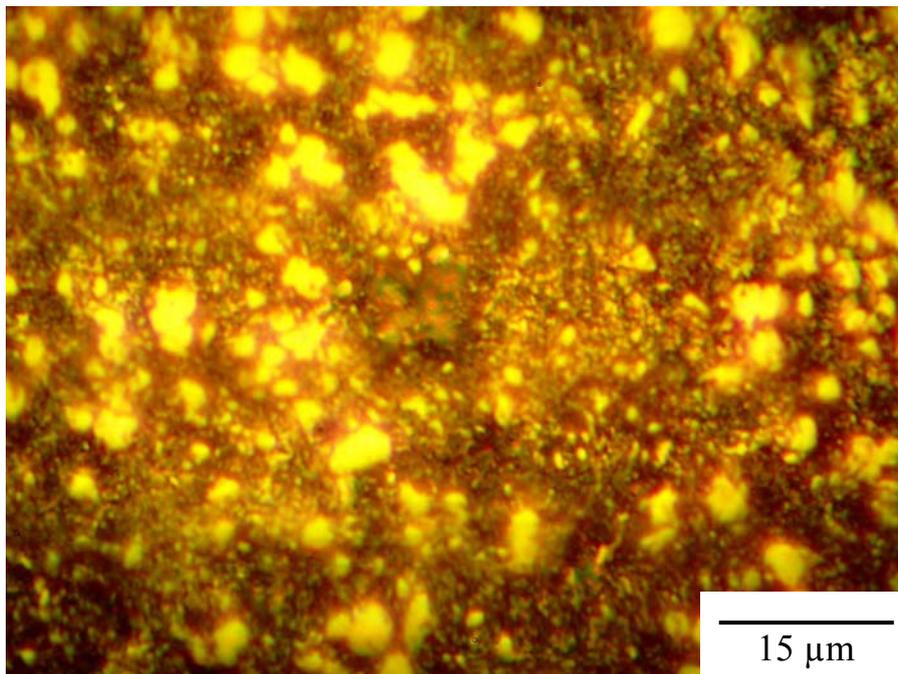


(c)

圖 20 (續)

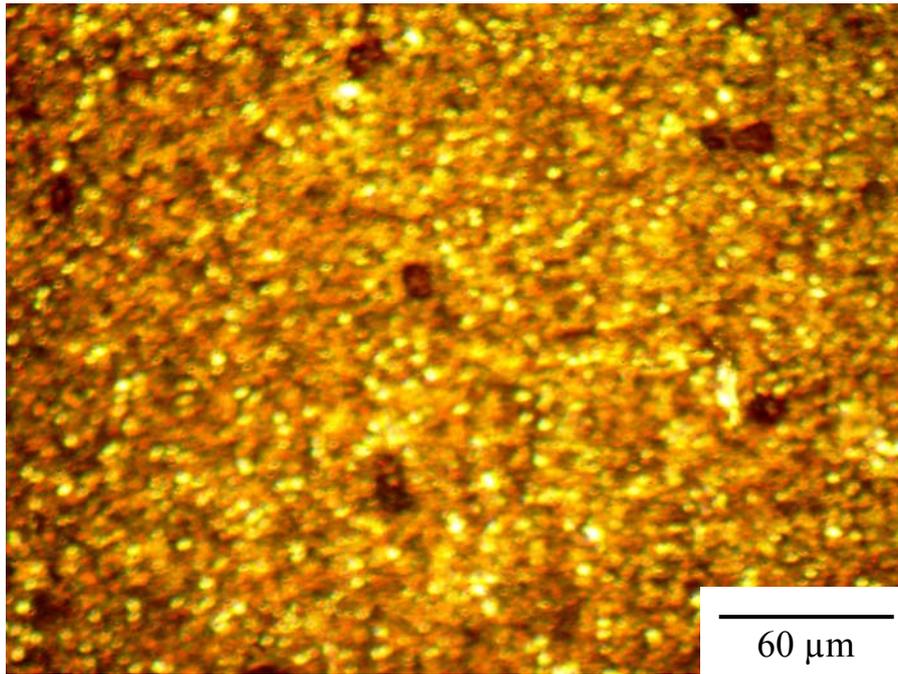


(a)

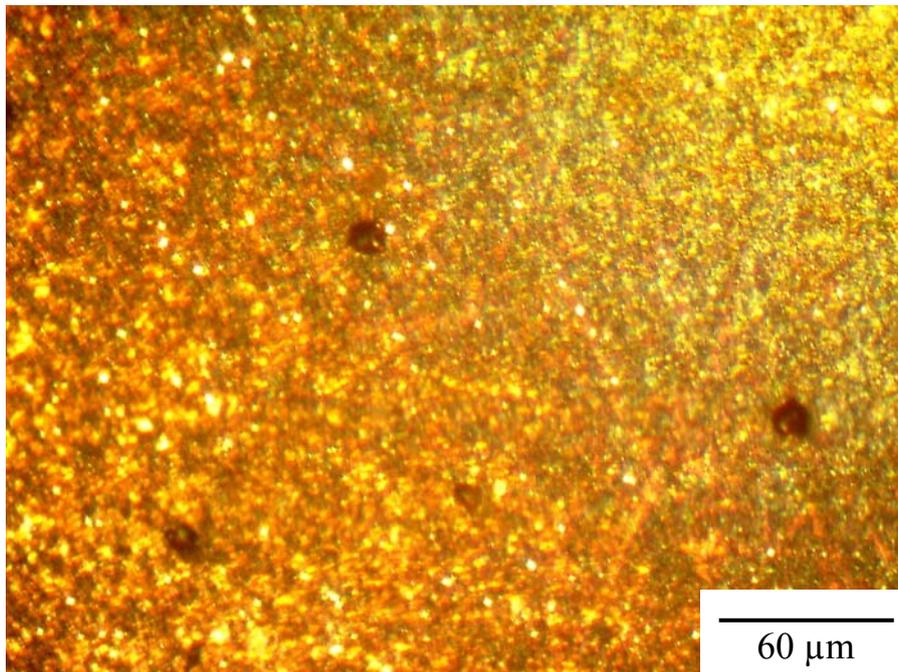


(b)

圖 21 S50C 厚度 1.6 mm 原始鋼板之 (a) 500 倍與 (b) 2000 倍光學顯微鏡微結構圖。

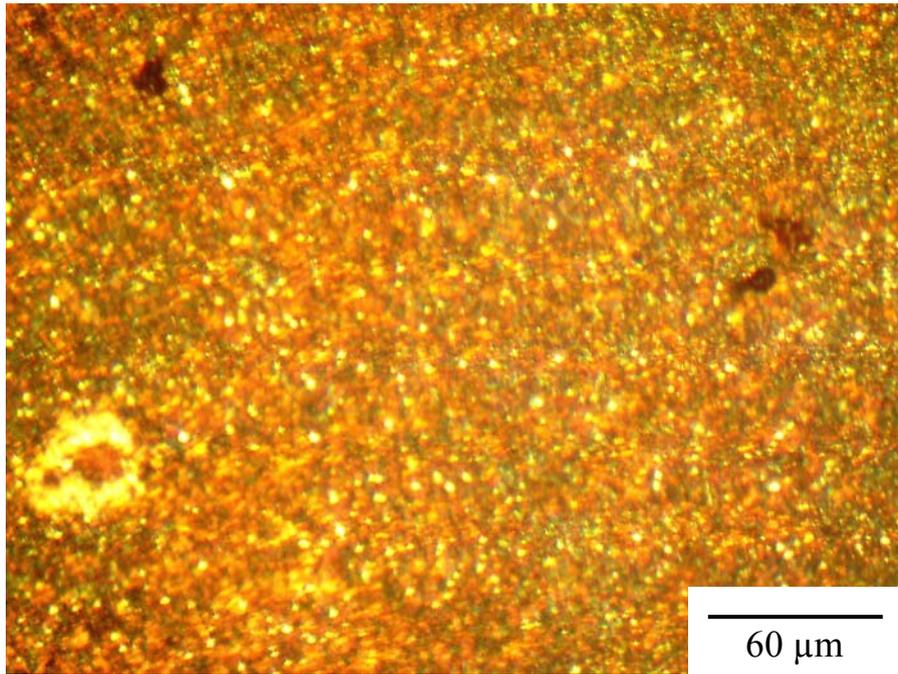


(a)

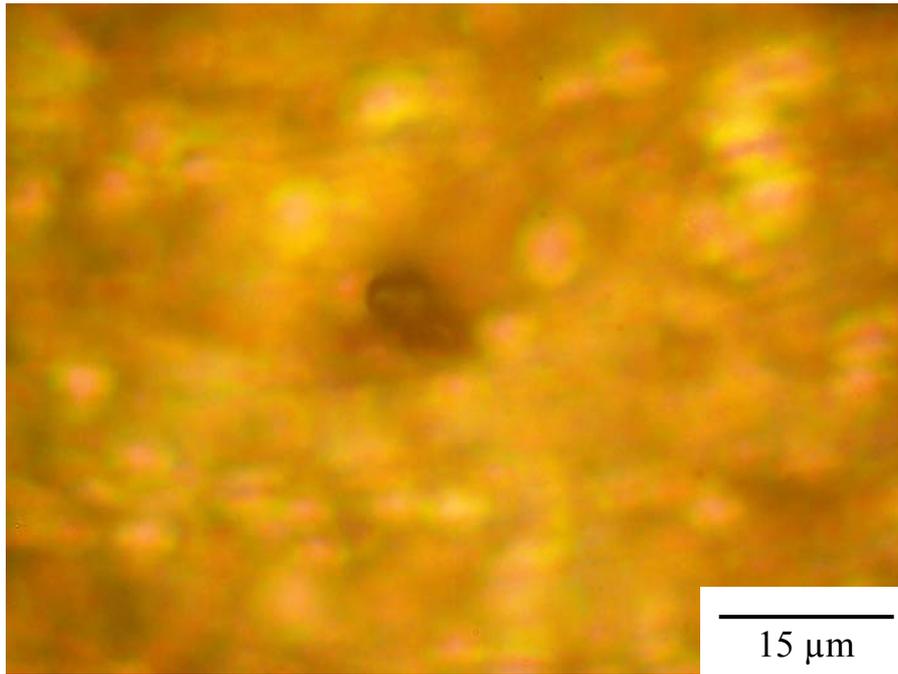


(b)

圖 22 S50C 在 745°C 經 (a) 5 分鐘、(b) 15 分鐘及 (c) 30 分鐘雙相退火後水淬之 500 倍光學顯微鏡組織結構圖。



(c)



(a)

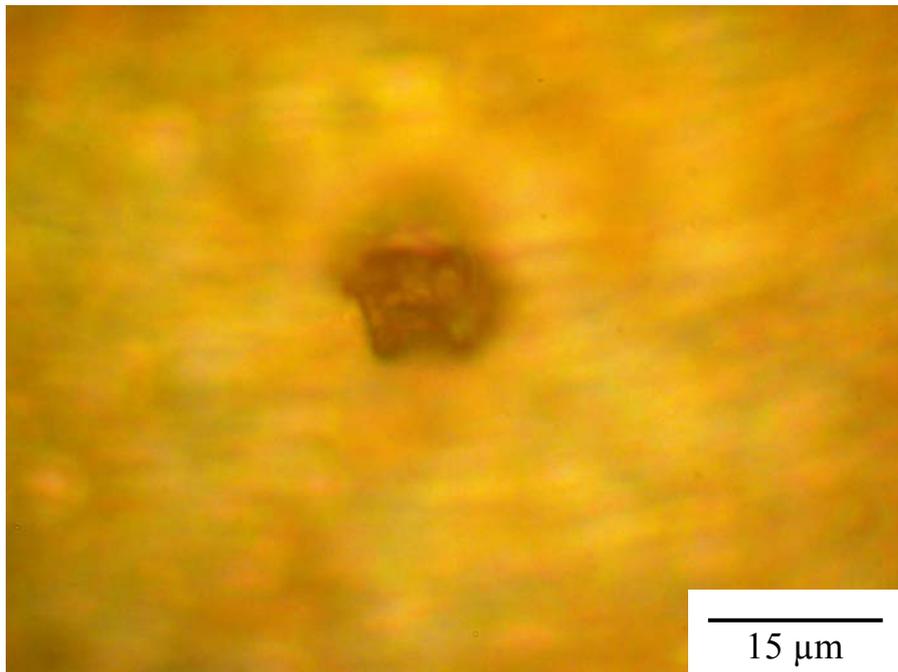
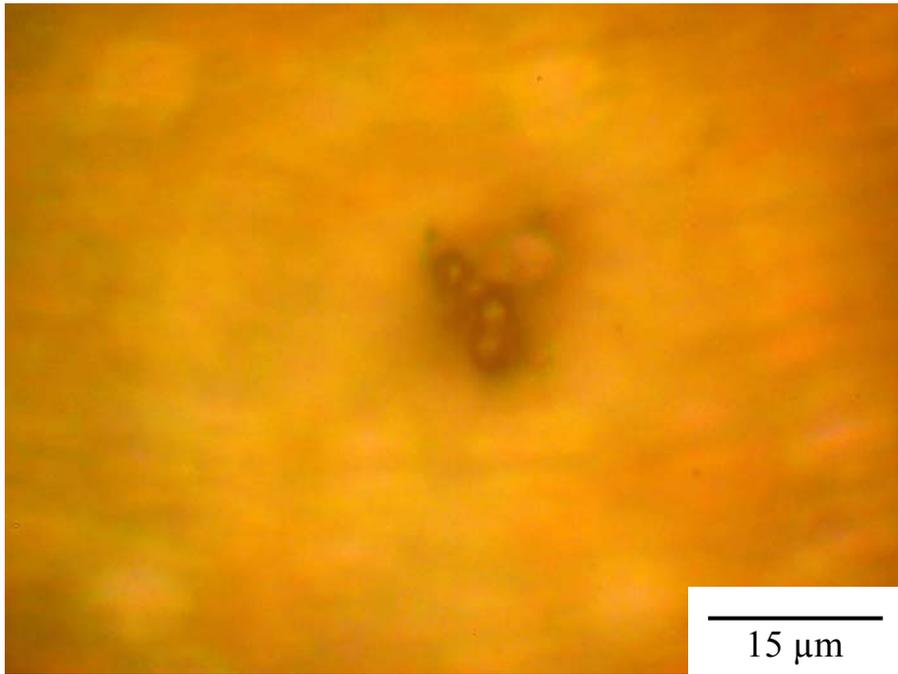
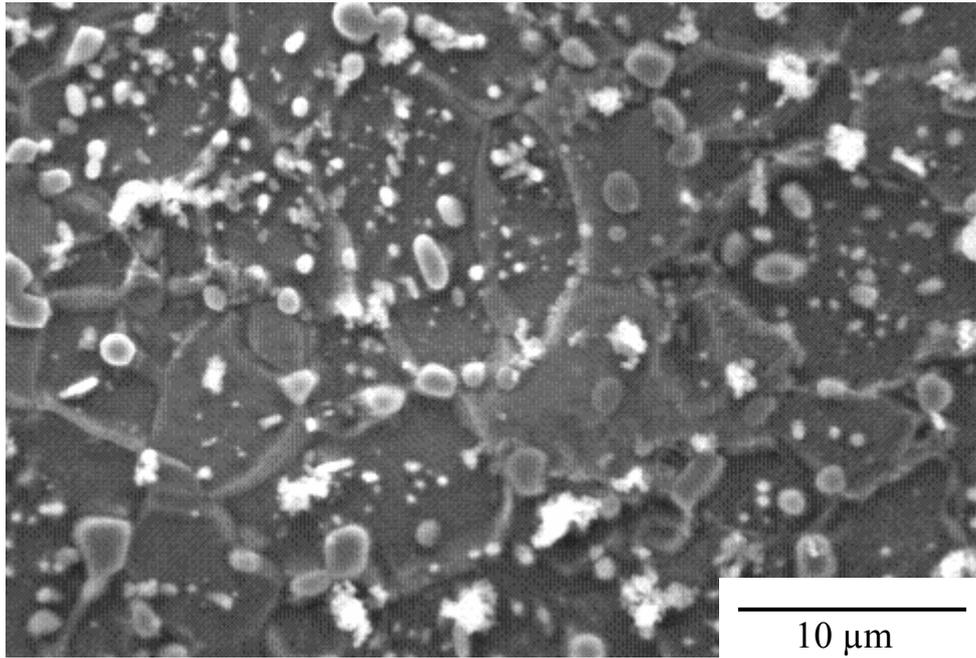


圖 23 S50C 在 745°C 經 (a) 5 分鐘、(b) 15 分鐘及 (c) 30 分鐘雙相退火後水淬之 2000 倍光學顯微鏡組織結構圖。

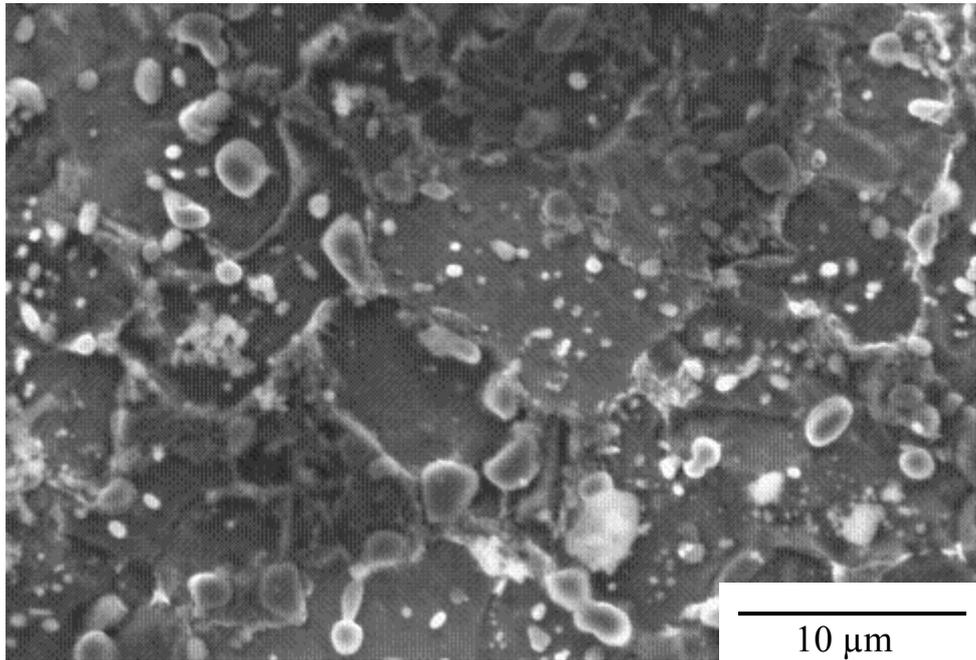


(c)

圖 23 續

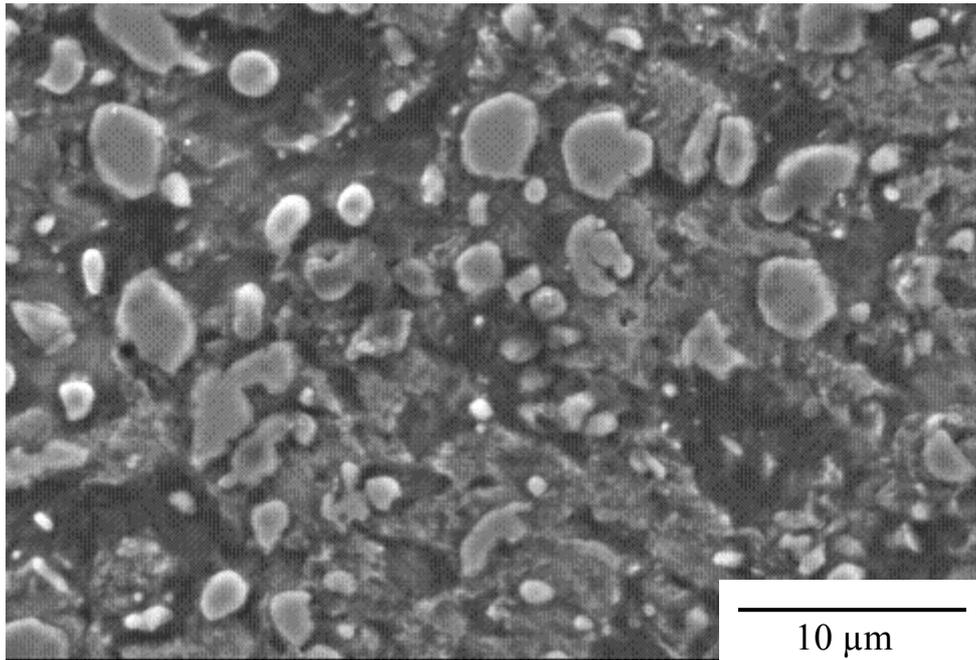


(a)

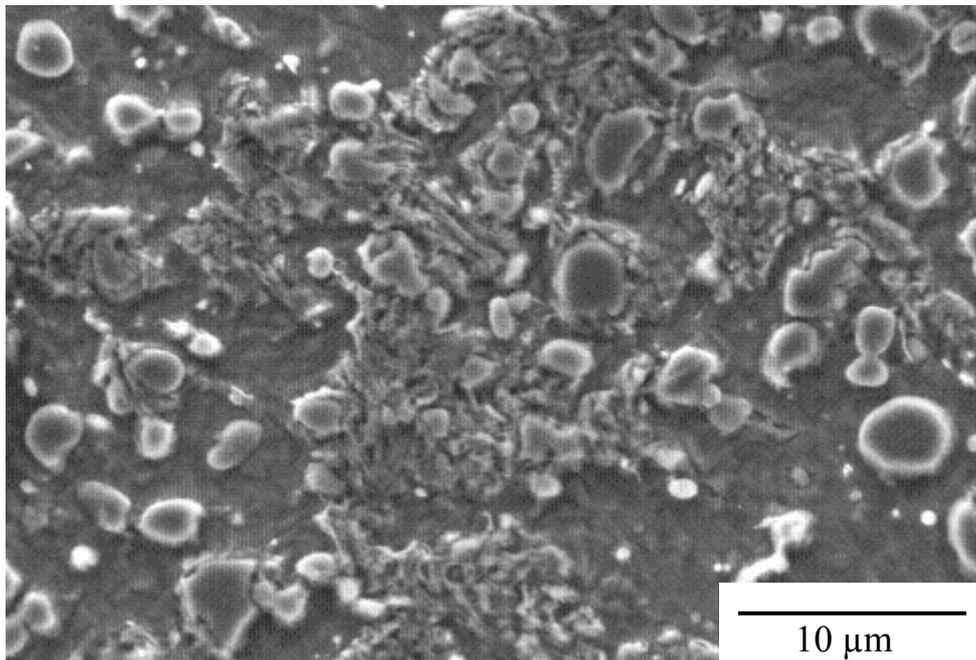


(b)

圖 24 S50C 經 745°C、5 分鐘雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之 3000 倍 SEM 微結構圖：(a) 300°C、30 分鐘；(b) 325°C、30 分鐘；(c) 350°C、30 分鐘；(d) 375°C、30 分鐘；(e) 400°C、30 分鐘。

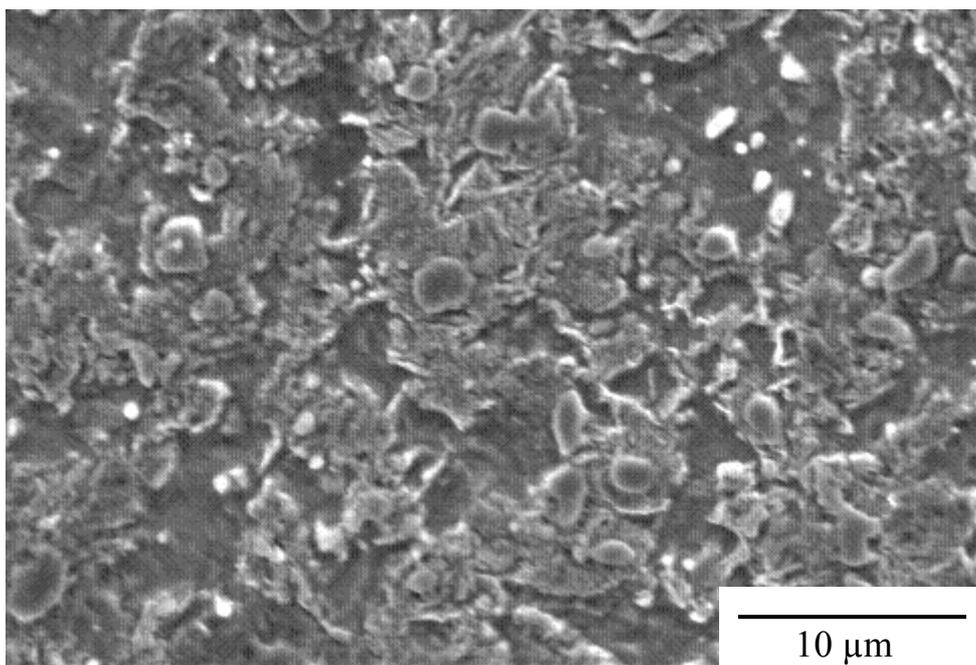


(c)

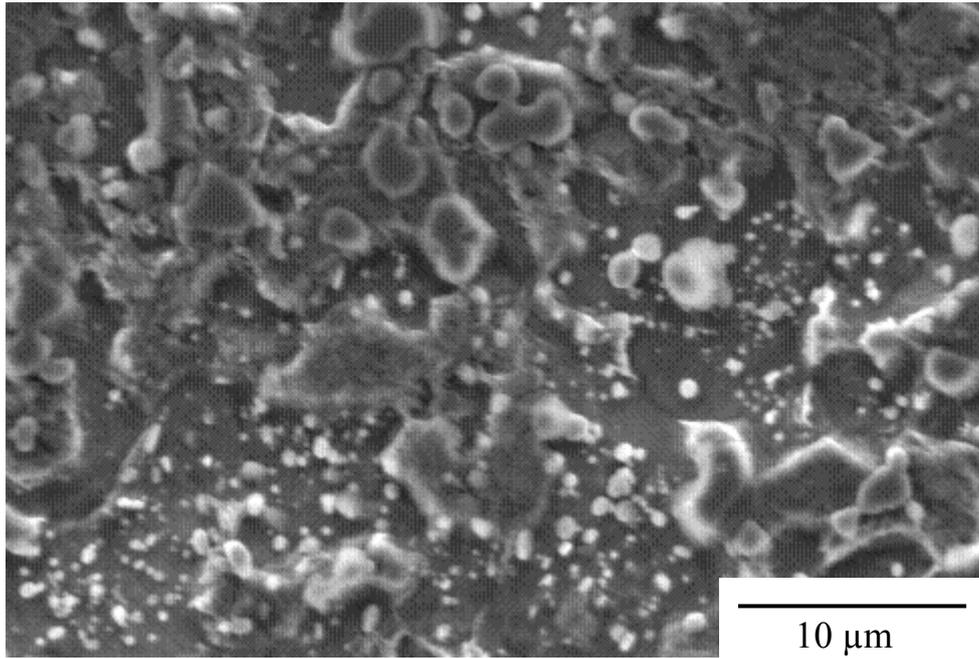


(d)

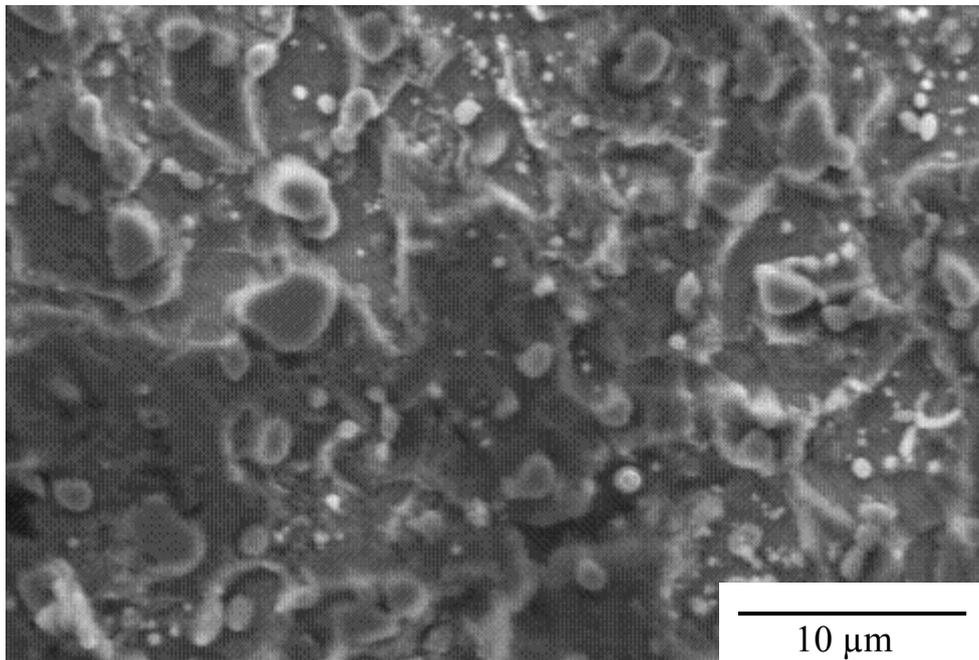
圖 24 (續)



(e)

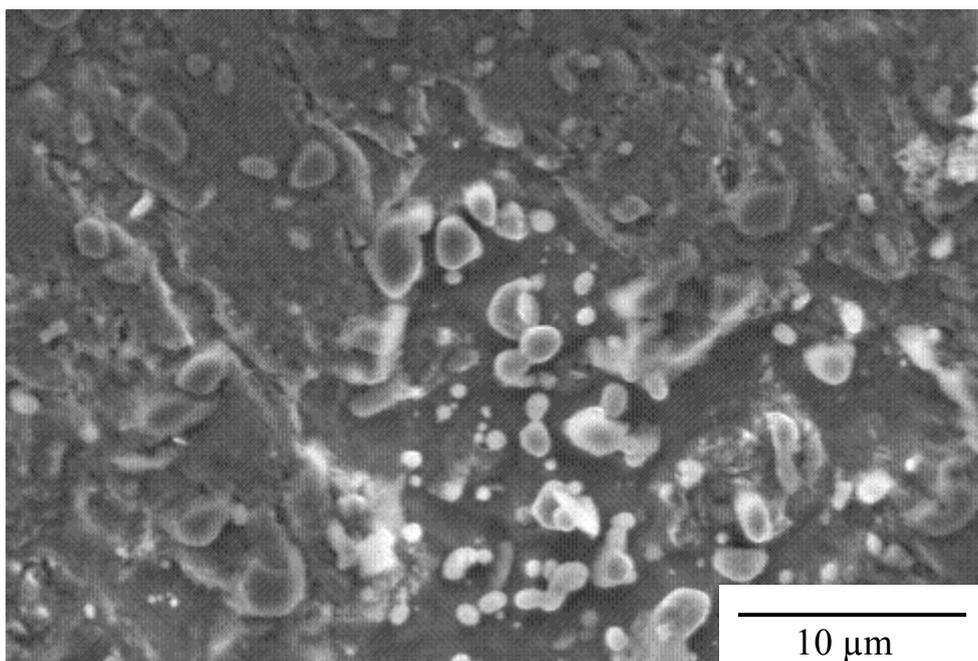


(a)

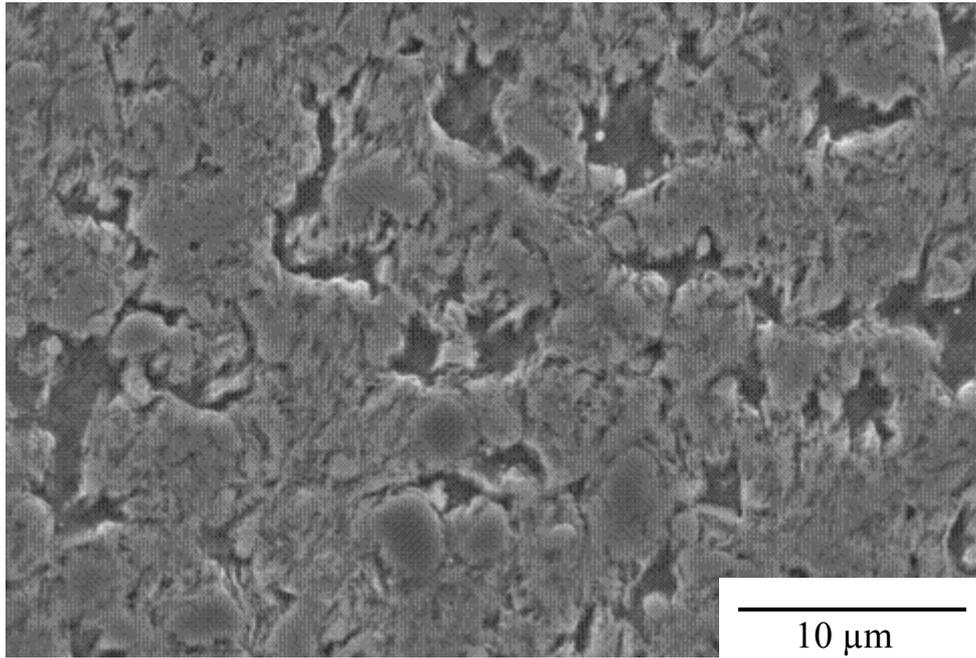


(b)

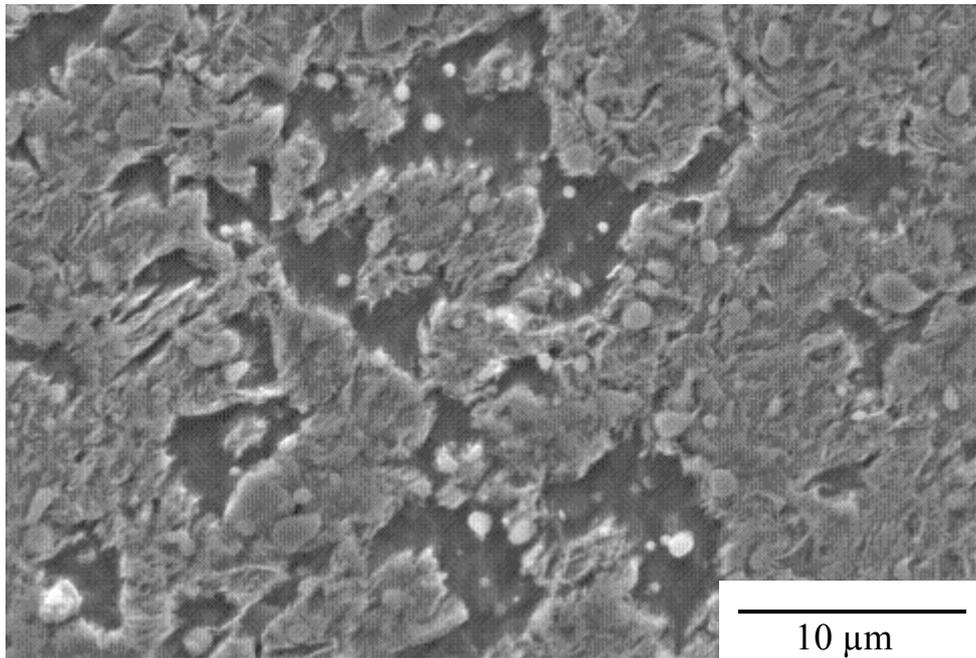
圖 25 S50C 經 745°C、15 分鐘雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之 3000 倍 SEM 微結構圖：(a) 300°C、30 分鐘；(b) 325°C、30 分鐘；(c) 350°C、30 分鐘。



(c)

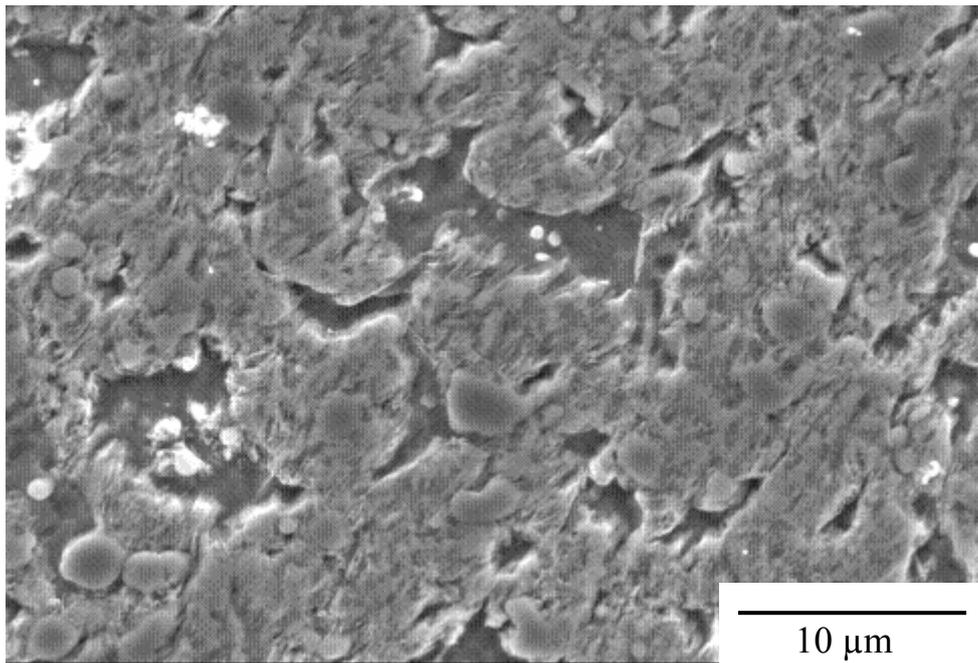


(a)

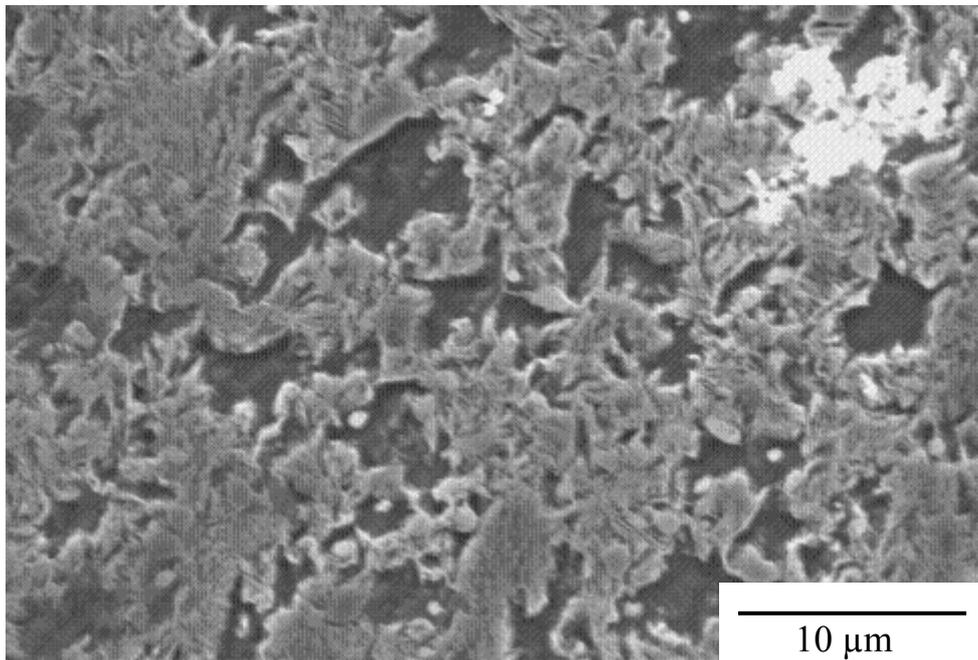


(b)

圖 26 S50C 經 745°C、30 分鐘雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之 3000 倍 SEM 微結構圖：(a) 300°C、30 分鐘；(b) 325°C、30 分鐘；(c) 350°C、30 分鐘；(d) 375°C、30 分鐘；(e) 400°C、30 分鐘。

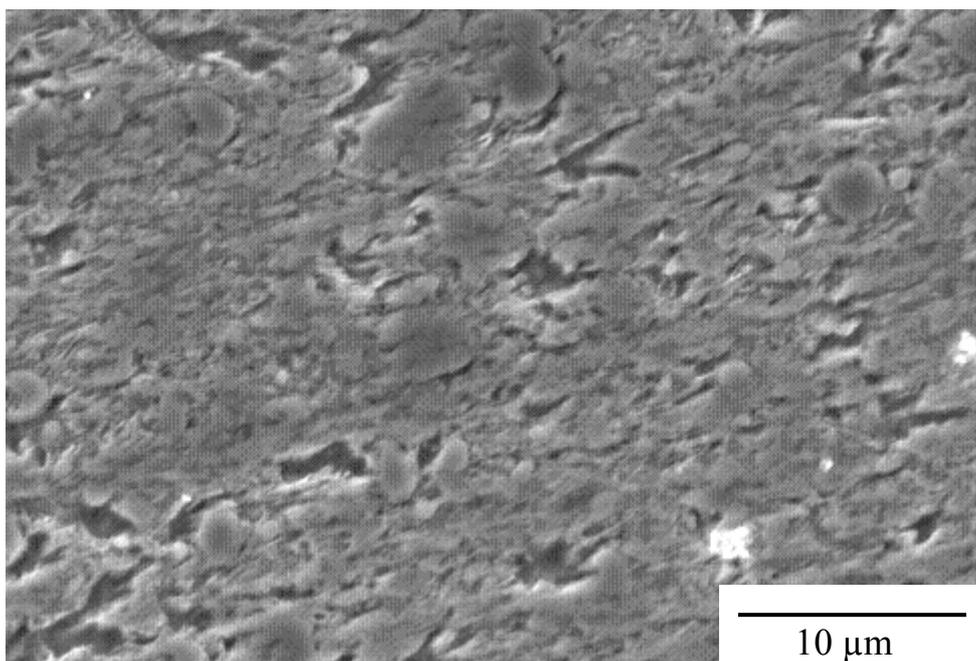


(c)



(d)

圖 26 (續)



(e)

圖 26 (續)

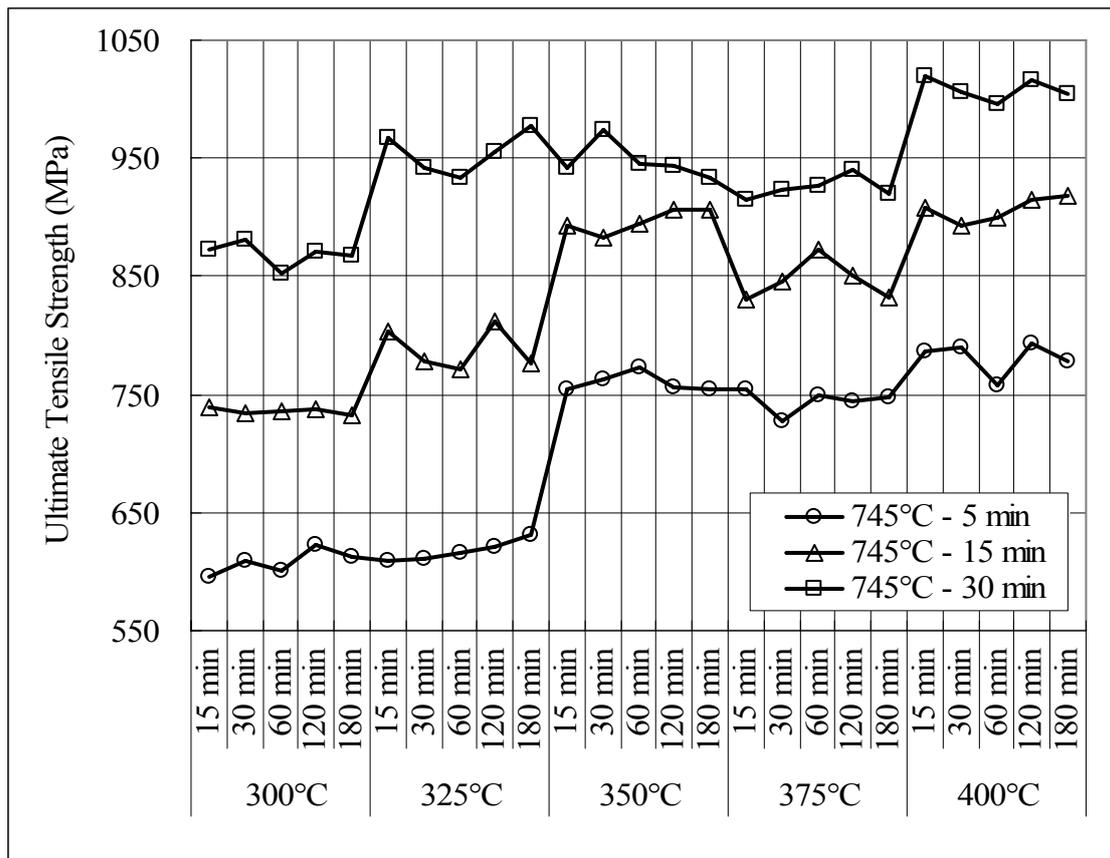


圖 27 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之抗拉強度。

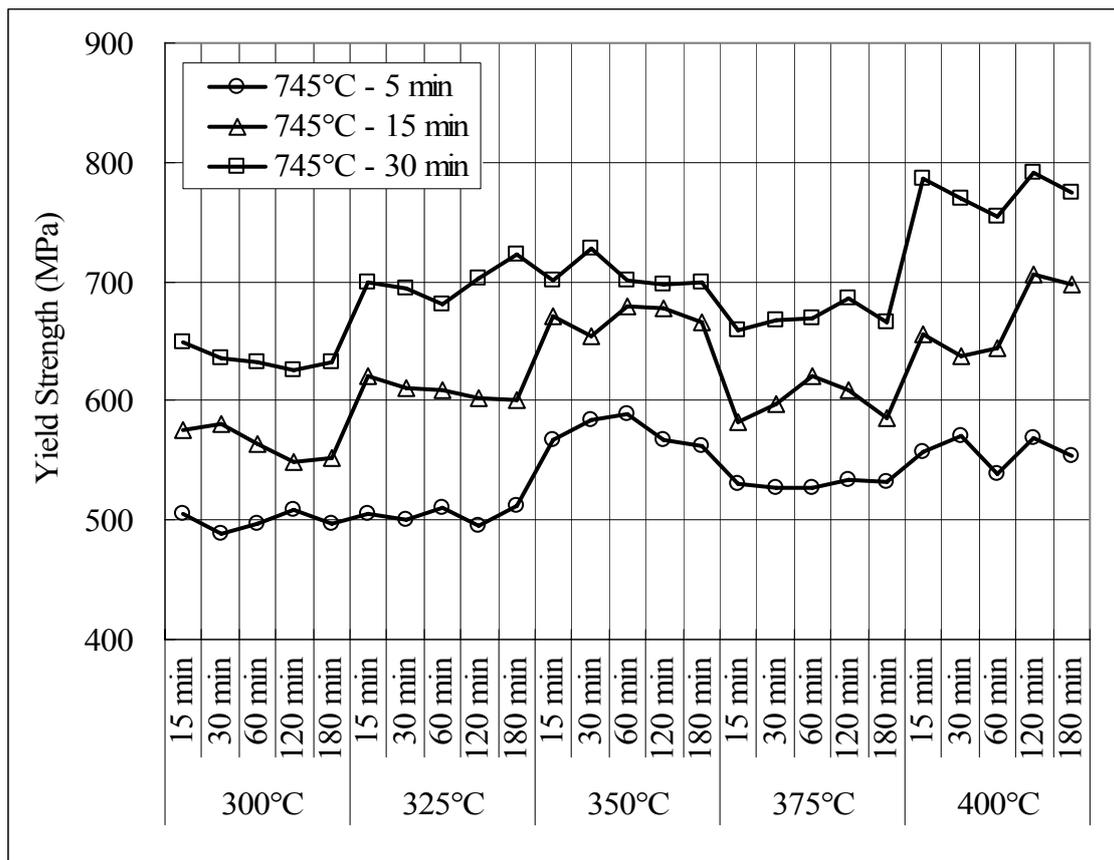


圖 28 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之降伏強度。

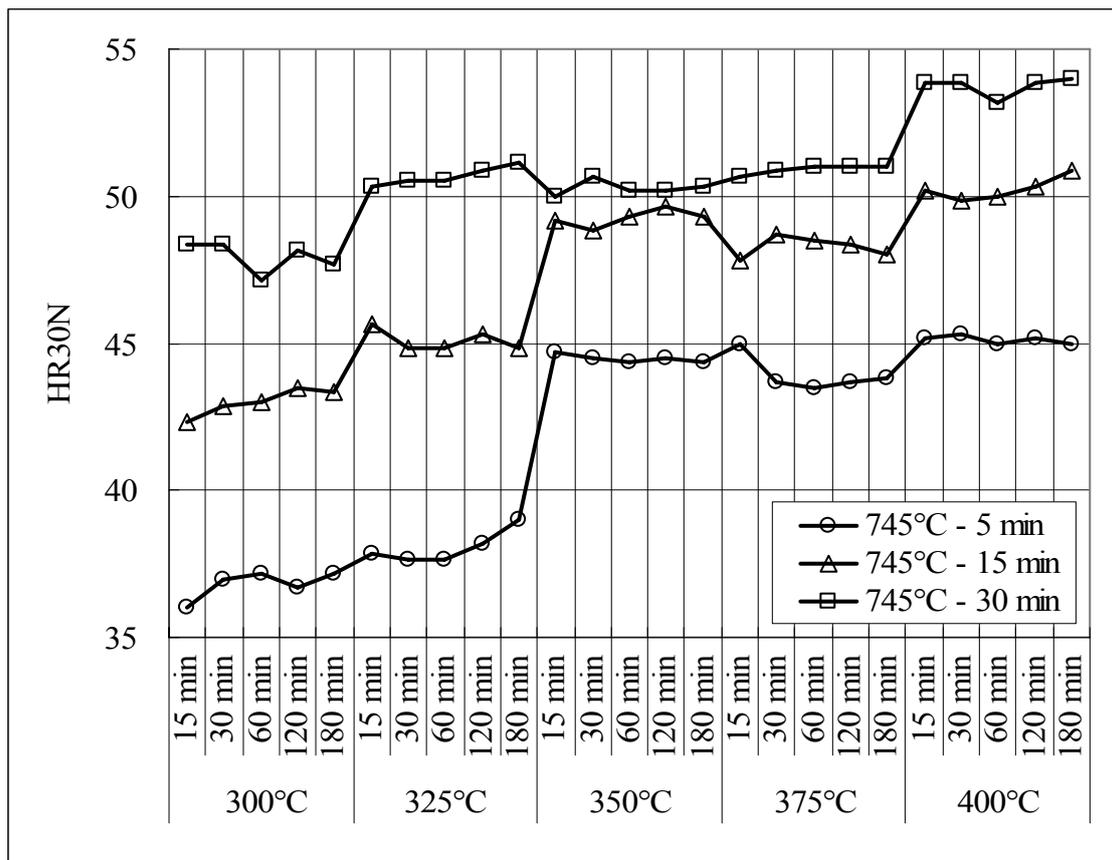


圖 29 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之洛氏表面硬度。

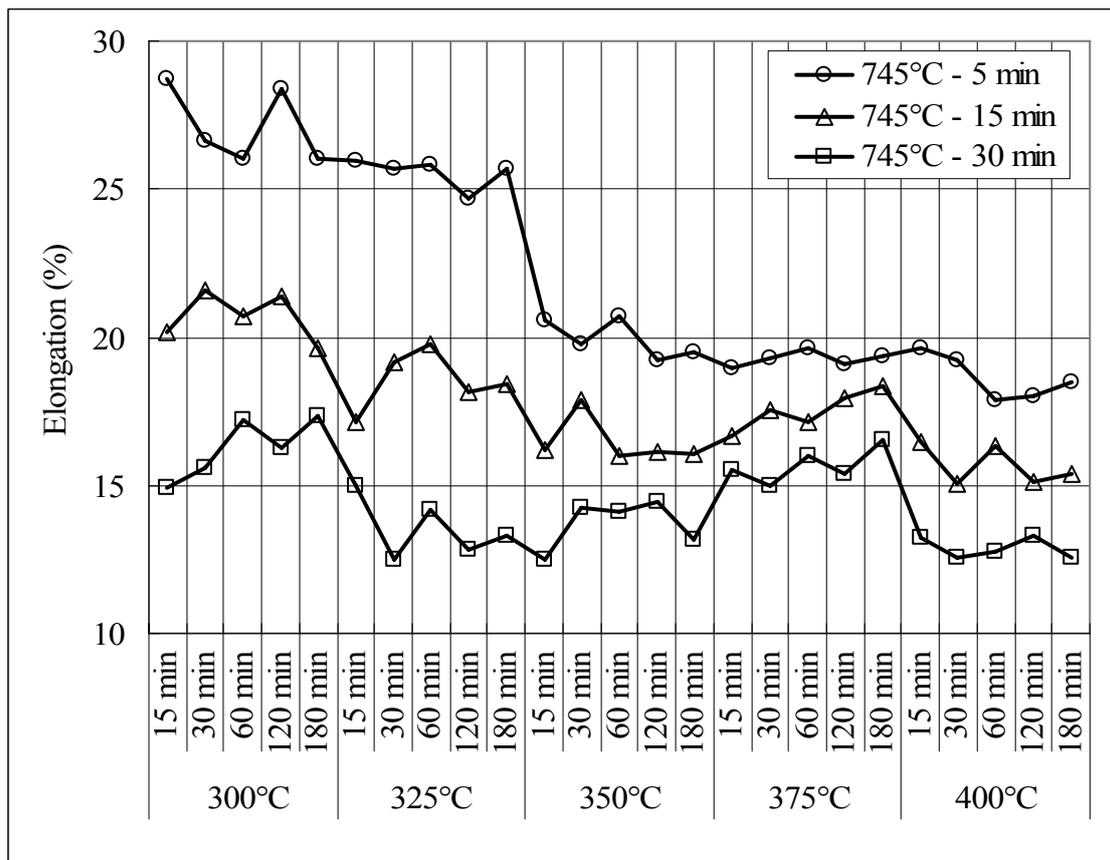


圖 30 S50C 經 745°C 不同時間雙相退火後，在不同恆溫回火條件下之 50 mm 延伸率。